Aços e ligas especiais

André Luiz da Costa e Silva
Paulo Roberto Mei

N.Chamada 669.142 S578a
Autor: Silva, Andre Luiz da Costa e, 19
Título: Acos e ligas especiais .
906700 Ac. 28469
BPGE

ELETROMETAL
METAIS ESPECIAIS

B.P.G.E.

Aços e ligas especiais

ELETROMETAL
METAIS ESPECIAIS
Tecnologia de vanguarda

Aos amigos do Centro de Tecnologia da UFC
esperando que esta contribuição
seja útil!
André Luiz V. da Costa e Silva
Fortaleza 1998

B.P.G.E.

Aços e ligas especiais

André Luiz da Costa e Silva
Paulo Roberto Mei

669.142
S578a
2. ed.

Dados de Catalogação na Publicação (CIP) Internacional
(Câmara Brasileira do Livro, SP, Brasil)

S578a
2.ª ed.

Silva, André Luiz da Costa e, 1953-
Aços e ligas especiais / André Luiz da Costa e Silva, Paulo Mei. — 2.ª ed. — Sumaré, SP : Eletrometal S.A. Metais Especiais, 1988

1. Aços 2. Ligas de aço I. Mei, Paulo Roberto, 1953- II. Título.

88-2000

CDD-669.142

Índices para catálogo sistemático:

1. Aço : Metalurgia : Tecnologia 669.142
2. Ligas de aço : Metalurgia : Tecnologia 669.142

JFC BIBLIOTECA CENTRAL
v. 906700
02/12/1995
a28469

1988

Fotocomposição e artes:
HOMART Fotocomposição e
Artes Gráficas Ltda.
Fotolitos: HOMART e
REPRO S.A. Estúdio Gráfico
Impresso em off-set por
PANNON GRÁFICA S.A.
Rua General Flores, 366/372
São Paulo, Brasil
Tel.: 221-3044
com filmes fornecidos pelo editor.

Acerca deste livro

Antes de 1980, nós nos ressentíamos, aqui na Eletrometal, da inexistência de um livro em língua portuguesa, cujo estudo possibilitasse aos novos engenheiros metalúrgicos adquirirem rapidamente os conhecimentos essenciais que os tornassem familiarizados com os processos mais modernos de produção de aços de alta performance, ligas especiais e superligas. Resolvemos, então, tomar a iniciativa de suprir aquela lacuna e propusemos ao Engenheiro Metalurgista André Luiz da Costa e Silva (naquela época trabalhando na Eletrometal) e ao Engenheiro Paulo Roberto Mei (hoje, Doutor em Metalurgia da Universidade de Campinas — UNICAMP), que aceitassem a redação de tal livro, segundo um roteiro proposto pela Eletrometal. Aceitaram o desafio, resultando daí a publicação, em 1981, do livro "Tecnologia dos Aços", livro este que foi distribuído gratuitamente pela Eletrometal aos engenheiros e metalurgistas do Brasil e de países de língua portuguesa e espanhola.

Nos anos seguintes à publicação daquele livro, a Eletrometal aumentou substancialmente sua linha de produção, desenvolvendo novos tipos de aços especiais e metais não-ferrosos de alta pureza como, por exemplo, metais reativos, metais refratários e suas respectivas ligas. Em paralelo, o livro teve a sua primeira edição esgotada e voltou a faltar no País tal tipo de obra. Propusemos, novamente, aos autores, reescreverem completamente o livro, aperfeiçoando-o e incluindo novos capítulos, principalmente com referência aos novos produtos da empresa. Os autores, entusiasmados, aceitaram a nova tarefa sem visar lucros, recebendo praticamente só os custos da execução da tarefa, daí tendo resultado

o livro ora lançado, inclusive com o título modificado para "Aços e Ligas Especiais".
A Eletrometal S.A. — Metais Especiais e os autores se sentem honrados em poder colocar à disposição da indústria brasileira, das instituições de ensino e dos institutos de pesquisa esta publicação que, como sua antecessora, será distribuída gratuitamente.

Eletrometal S.A. — Metais Especiais

Preface

It gives me great pleasure to introduce this new edition of "Aços e ligas especiais", a book which was originally published several years ago with the title "Tecnologia dos Aços", and which I am sure is by now well known to Brazilian metallurgists and engineers as an invaluable source of information in the making, fabrication and heat treatment of steels. This new edition, which has been expanded to include sections on special non-ferrous metals and alloys, covers a wide technical range from explanations of the relevant basic phenomena to the behaviour in practice of many engineering materials used in Brazilian industry today. As the use of more complex steels and alloys becomes widespread, it is particularly important that the various roles of the alloying elements are fully understood, so that the full potential of these materials can be realized in practice.

Eletrometal has rendered a valuable service to the industries of Brazil by sponsoring this book, the second edition of which is very timely, because of the increasing complexity of the indigenous industrial scene. I know that Eletrometal is greatly diversifying its own activities with increasing emphasis on more sophisticated products, including a wide range of specialty steels and alloys, electrical and electronic alloys, high temperature corrosion resistant nickel based superalloys, and, more recently, refractory and reactive metals. Such alloys require extremely careful control in their manufacture, and the use of advanced techniques such as vacuum induction melting, electron beam melting, vacuum arc remelting and electroslag refining to reach the levels of quality needed for their proper exploitation.

The authors have met the challenge of these advanced alloys and applications by revising and expanding their original book to include a chapter on nickel-base superalloys, and also one on maraging steels in which they describe the complex changes which take place during heat treatment. It is essential that those metallurgists and engineers who are using such alloys should be fully aware of the need for careful control of fabrication and heat treatment, if they are to explore these materials to their full potential and avoid technical difficulties. By revising this book, the authors have ensured that these sophisticated materials will receive the careful attention need for optimum results.

Finally the book has an important role in the teaching of the subject, by presenting to students a broad canvas covering both fundamental and applied aspects of ferrous and non-ferrous metallurgy. There is a wide survey of the important equilibrium diagrams and description of the significant microstructural phases and phase changes in steels and other alloys. On the more applied side, the student is introduced to the relevant steel making procedures and to the principles of heat treatment. This new edition deserves to be very extensively read and used.

R.W.K. Honeycombe, F. Eng., F.R.S.
Goldsmith's Professor of Metallurgy (Emeritus),
University of Cambridge, U.K.

Prefácio

É para mim uma grande satisfação prefaciar esta nova edição de "AÇOS E LIGAS ESPECIAIS", livro que recebeu originalmente, alguns anos atrás, o título de "TECNOLOGIA DOS AÇOS", e que se tornou certamente familiar a engenheiros e metalurgistas brasileiros como uma valiosa fonte de informações sobre a fabricação e o tratamento térmico de aços. Esta nova edição, que foi ampliada a fim de incluir novas seções de metais e ligas não-ferrosas especiais, abrange um grande número de explicações técnicas, que vão desde fenômenos básicos relevantes até as especificações em prática dos diversos materiais usados atualmente na indústria brasileira.

Com a difusão do uso de aços e ligas mais complexas, tornou-se particularmente importante a compreensão das diversas funções dos elementos das ligas, a fim de se poder obter na prática o pleno potencial desses materiais.

A Eletrometal prestou certamente um valioso serviço às indústrias brasileiras ao patrocinar este livro, cuja 2.ª edição é muito oportuna, devido à complexidade crescente do cenário industrial inerente. Sei que a Eletrometal está diversificando bastante suas próprias atividades, com ênfase crescente em produtos mais sofisticados, aí incluída uma grande variedade de aços e ligas especiais, ligas elétricas e eletrônicas, superligas à base de níquel resistentes a altas temperaturas e à corrosão e, mais recentemente, metais reativos e refratários. Essas ligas requerem um controle extremamente cuidadoso de sua fabricação e o uso de técnicas avançadas como a fusão sob vácuo em forno de indução (VIM), a fusão e refusão por forno de feixe de elétrons (EBM), a refusão do eletrodos consumíveis sob vácuo (VAR) e o refino sob escória (ESR), para tornar possível o alcance dos níveis de qualidade necessários à sua própria exploração.

Os autores enfrentaram o desafio de abranger essas ligas avançadas e suas aplicações através da revisão e da ampliação do livro original, para que houvesse a inclusão de um capítulo sobre superligas à base de níquel e também sobre aços maraging, com a descrição das mudanças complexas que ocorrem durante o tratamento térmico. É essencial que os metalurgistas e engenheiros que estiverem trabalhando com esses tipos de ligas estejam bem cientes da necessidade de um controle cuidadoso da fabricação e tratamento térmico, se precisarem explorar esses materiais em sua plena potencialidade e se quiserem evitar dificuldades técnicas. Através da revisão deste livro, os autores enfatizaram a atenção cuidadosa que esses materiais sofisticados precisam receber para tornar possível a obtenção dos melhores resultados.

Finalizando, este livro desempenha papel importante no ensino da matéria, através da apresentação aos estudantes de um vasto quadro, abrangendo aspectos fundamentais e aplicados da metalurgia de ferrosos e não-ferrosos. Há uma pesquisa vasta sobre os importantes diagramas de equilíbrio, bem como a descrição de significantes fases microestruturais e mudanças de fases em aços e outras ligas. No lado mais prático, são apresentados aos estudantes relevantes processos de fabricação de aço e princípios de tratamento térmico. Esta nova edição merece ser extensivamente lida e usada.

R.W.K. Honeycombe, F. Eng., F.R.S.
Professor "Goldsmith" de Metalurgia (Emérito),
Universidade de Cambridge, Inglaterra

Os autores

André Luiz da Costa e Silva

Gerente de Engenharia de Materiais da CBV Indústria Mecânica S.A. Nascido no Rio de Janeiro, graduou-se Engenheiro Metalúrgico pelo Instituto Militar de Engenharia, em 1976, e "Master of Applied Science" em Engenharia Metalúrgica pela Universidade de British Columbia, Canadá, em 1979.

Durante os anos de 1977 a 1980, trabalhou na Eletrometal S.A. — Metais Especiais nas áreas de aciaria e de refusão (Processos especiais), e até o ano de 1987, colaborou com o Instituto Brasileiro da Qualidade Nuclear (IBQN), tendo sido certificado como Inspetor Técnico Independente nível III e Perito Técnico Independente nível III, na área de Engenharia de Materiais, com reconhecimento da RW-TÜV, da Alemanha.

É consultor na área de Engenharia de Materiais, ministrando cursos na ABRACO — Associação Brasileira de Cobre, no IBQN e na ABCM — Associação Brasileira de Ciências Mecânicas, além de ser Professor de Siderurgia na Universidade Federal Fluminense, em Volta Redonda. Membro da ASM (American Society of Metals), TMS-AIME (The Metallurgical Society of AIME), ABM — Associação Brasileira de Metais e ABCM. Engº André é casado e tem uma filha.

Paulo Roberto Mei

Professor livre-docente na Universidade de Campinas — UNICAMP — exercendo a chefia do Departamento de Engenharia de Materiais da Faculdade de Engenharia, onde coordena projetos de pesquisa e orienta teses nas áreas de aços, ferros fundidos e purificação de silício para células solares.

Prof. Mei se formou em Engenharia Mecânica no ITA — Instituto Tecnológico da Aeronáutica, em 1976; obteve seu mestrado em 1979, na UNICAMP, e seu doutorado na mesma universidade, em 1983. Em 1981, recebeu o CPGS (Certificate of Post Graduate Studies) em Metalurgia, na Universidade de Cambridge, Inglaterra. Além de suas atividades acadêmicas, atua também como assessor científico da FAPESP — Fundação de Auxílio à Pesquisa do Estado de São Paulo e do CNPq — Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico na área de Engenharia dos Materiais e como professor e coordenador de cursos sobre aços na Associação dos Engenheiros e Arquitetos de Campinas e no Centro de Tecnologia da UNICAMP.

É co-autor do livro "Tecnologia dos Aços", editado pela Eletrometal e UNICAMP, e de sua nova edição "Aços e Ligas Especiais", editado pela Eletrometal, além de mais de 30 trabalhos de pesquisa publicados no Brasil e no exterior e de 2 patentes registrados no Brasil.

ÍNDICE

		Pág.
Capítulo 1 - O sistema ferro-carbono		21
1.1	- O elemento ferro	21
1.2	- Soluções sólidas de ferro	25
1.3	- Diagrama ferro-grafita	28
1.4	- Diagrama ferro-cementita	28
1.5	- Pontos relevantes do diagrama ferro-cementita	31
1.6	- Efeito do resfriamento e aquecimento nas linhas de transformação	32
1.7	- Reações invariantes	33
1.8	- Observações da microestrutura	36
1.9	- Determinação da fração volumétrica das fases	38
1.10	- Efeito da velocidade de resfriamento na fração volumétrica da ferrita e perlita	41
Exercícios		43
Referências Bibliográficas		44
Capítulo 2 - Decomposição da austenita e curvas TTT		47
2.1	- Ferrita	48
2.2	- Perlita	54
2.3	- Curvas ITT	63
2.4	- Bainita	65
2.5	- Martensita	69
2.6	- Construção das curvas TTT	77
	- 2.6.1 - Curvas ITT	78
	- 2.6.2 - Curvas CCT	85
Exercícios		89
Referências Bibliográficas		90

Capítulo 3 - Tratamentos térmicos 93
3.1 - Introdução 93
3.2 - Recozimento 94
3.2.1 - Recozimento pleno ou simplesmente recozimento 94
3.2.2 - Recozimento subcrítico e alívio de tensões 97
3.2.3 - Esferoidização 98
3.2.4 - Recozimento para usinabilidade 99
3.2.5 - Recozimento de peças fundidas 99
3.3 - Proteção da superfície 101
3.4 - Normalização 103
3.5 - Têmpera 106
3.5.1 - Meios de têmpera 106
3.5.2 - Tensões na têmpera 110
3.6 - Temperabilidade (hardenability) 114
3.6.1 - Taxa de resfriamento crítico 114
3.6.2 - Ensaio Grossmann 115
3.6.3 - Ensaio Jominy 116
3.6.4 - Fatores que afetam a temperabilidade 118
3.6.5 - Técnicas para se revelar o contorno do grão austenítico 119
3.6.6 - Crescimento do grão austenítico 121
3.7 - Revenimento 123
3.7.1 - Efeito nas propriedades 124
3.7.2 - Transformações no revenimento de aços carbono 126
3.7.3 - Revenimento múltiplo 128
3.7.4 - Fragilidade do revenido 128
3.8 - Martêmpera 129
3.9 - Austêmpera 132
3.10 - Austenita retida 134
3.11 - Têmpera superficial 135
3.11.1 - Aquecimento indutivo 135
3.11.2 - Aquecimento por chama 139
3.12 - Solubilização (recozimento para solubilização) 141
3.13 - Envelhecimento 143
3.14 - Exemplos de microestruturas obtidas com tratamentos térmicos 145
Referências Bibliográficas 153

Capítulo 4 - Tratamentos termoquímicos 155
4.1 - Introdução 155
4.2 - Difusão e solubilidade dos elementos químicos 156
4.3 - Perfil de distribuição do soluto 157
4.4 - Cementação 160
4.4.1 - Cementação sólida 161

4.4.2 - Cementação gasosa 163
4.4.3 - Cementação líquida 168
4.5 - Nitretação 172
4.5.1 - Nitretação a gás 172
4.5.2 - Nitretação líquida 176
4.6 - Cianetação (ou carbo-nitretação líquida) 178
4.7 - Carbonitretação 181
4.8 - Boretação 181
4.9 - Resumo dos tratamentos termoquímicos 184
4.10 - Microestruturas obtidas nos tratamentos termoquímicos 186
Exercícios 189
Referências Bibliográficas 190

Capítulo 5 - Influência dos elementos de liga nos aços 191
5.1 - Elementos estabilizadores da austenita e da ferrita 191
5.2 - Influência dos elementos de liga nos aços não endurecidos 196
5.3 - Efeito dos elementos de liga na formação da ferrita 197
5.3.1 - Nucleação 197
5.3.2 - Crescimento 198
5.3.3 - Propriedades da ferrita 202
5.4 - Efeito dos elementos de liga na formação da perlita 206
5.5 - Efeito dos elementos de liga nos carbonetos 212
5.5.1 - Distribuição 212
5.5.2 - Solubilidade 213
5.5.3 - Formas de precipitação 216
5.5.4 - Composição dos carbonetos 217
5.5.5 - Cinética da precipitação e coalescimento dos carbonetos 219
5.5.6 - Efeito da precipitação dos carbonetos finos nos aços 222
5.6 - Efeito das inclusões não-metálicas 227
5.7 - Efeito dos elementos de liga nos compostos intermetálicos 227
5.8 - Efeito de partículas metálicas dispersas 228
5.9 - Efeito dos elementos de liga na formação da austenita 228
5.10 - Efeito dos elementos de liga na têmpera 231
5.10.1 - Temperaturas M_i e M_f 232
5.10.2 - Dureza da martensita 232
5.10.3 - Temperabilidade 233
5.11 - Efeito dos elementos de liga no revenimento 235
5.11.1 - Formação dos carbonetos de ferro 235
5.11.2 - Endurecimento secundário 236
5.11.3 - Aços com V, Cr, Mo e W 240

5.11.4 - Propriedades mecânicas 242
5.11.5 - Aços maraging 243
5.12 - Efeitos dos elementos de liga na formação da bainita 244
5.13 - Efeito dos principais elementos de liga nos aços 244
5.14 - Impurezas dos aços 249
Referências Bibliográficas 251

Capítulo 6 - Classificação e seleção de aços 255
6.1 - Classificação e especificação 255
6.2 - Seleção 257
6.3 - Aços estruturais 257
6.3.1 - Vergalhões para concreto 259
6.3.2 - Chapas e perfis estruturais 260
6.4 - Aços de alta resistência e baixa liga (ARBL) 260
6.5 - Aços para embutimento e estampagem 263
6.6 - Aços para construção mecânica 264
6.6.1 - O sistema ABNT 264
6.6.2 - Seleção baseada na temperabilidade 266
6.7 - Aços para carbonetação 282
6.8 - Aços para molas 282
6.9 - Aços para ferramentas 286
6.9.1 - Classificação 286
6.9.2 - Seleção 288
6.9.3 - Principais características das famílias AISI 288
6.9.4 - A escolha do aço-ferramenta 295
6.10 - Aços inoxidáveis 302
6.10.1 - Inoxidáveis martensíticos 303
6.10.2 - Inoxidáveis ferríticos 304
6.10.3 - Inoxidáveis austeníticos 305
6.10.4 - Resistência à corrosão 308
Referências Bibliográficas 312
Leituras Adicionais 313

Capítulo 7 - Metais e ligas especiais 315
7.1 - Aços maraging 315
7.1.1 - Introdução 315
7.1.2 - Metalurgia dos aços maraging - Sumário 316
7.2 - Níquel e suas ligas 318
7.3 - Superligas 320
7.3.1 - Introdução 320
7.3.2 - Metalurgia das superligas - Sumário 321
7.4 - Titânio e suas ligas 326
7.4.1 - Introdução 326
7.4.2 - Metalurgia do titânio e suas ligas - Sumário 326
7.4.3 - Obtenção do titânio 329
7.5 - Zircônio e suas ligas 329

7.6 - Metais refratários e suas ligas 330
7.6.1 - Nióbio e tântalo 331
7.6.2 - Molibdênio 333
7.6.3 - Tungstênio 334
Referências Bibliográficas 336
Leituras Adicionais 337

Capítulo 8 - Processos de elaboração de aços 339
8.1 - A produção de ferro gusa - alto-forno 340
8.1.1 - O ferro gusa 340
8.1.2 - O alto-forno 340
8.2 - Processos de redução direta 346
8.3 - Aciaria 348
8.3.1 - Processos pneumáticos de aciaria (conversores) 349
8.3.2 - O forno elétrico 353
8.3.3 - Lingotes e lingotamento 359
Referências Bibliográficas 378

Capítulo 9 - Processos de refino para aços e ligas especiais de qualidade 379
9.1 - Metalurgia de panela 379
9.1.1 - Desgaseificação 379
9.1.2 - Outras operações de metalurgia de panela 384
9.2 - Processos modernos de produção de aços inoxidáveis 387
9.3 - Forno de indução sob vácuo 389
9.4 - Processos de refusão 391
9.4.1 - Refusão sob escória eletrocondutora (ESR) 393
9.4.2 - Refusão a arco sob vácuo (VAR) 395
9.4.3 - Forno de refusão por feixe eletrônico 397
Referências Bibliográficas 398

Capítulo 10 - Conformação mecânica 399
10.1 - Introdução 399
10.2 - Efeito da temperatura 400
10.2.1 - Trabalho a quente 401
10.2.2 - Trabalho a frio 409
10.3 - Forjamento 410
10.4 - Laminação 412
10.5 - Extrusão 414
Referências Bibliográficas 415

Capítulo 11 - Controle da qualidade 417
11.1 - Introdução - conceito de qualidade 417
11.2 - Tipos de controle - testes e ensaios 419
11.3 - Ensaios empregados na indústria mecânica - metalúrgica 420

11.3.1 - Inspeção por ultra-som 422
11.3.2 - Testes de trincas superficiais 424
11.3.3 - Raios-X 426
11.3.4 - Ensaios mecânicos 427
Referências Bibliográficas 438

Apêndice A - Curvas Jominy de alguns aços para construção mecânica 446

Apêndice B - Folhas resumo de aços e ligas Eletrometal 446
B.1 - Aços baixa-liga para construção mecânica 447
B.2 - Aços para construção mecânica - aços para estruturas e vasos de pressão 455
B.3 - Aços baixa-liga para construção mecânica - aços para uso aeronáutico 457
B.4 - Aços ferramenta para trabalho a frio 458
B.5 - Aços ferramenta para trabalho a quente 464
B.6 - Aços rápidos 469
B.7 - Aços para moldes de plásticos 472
B.8 - Aços ferramenta resistentes ao choque 476
B.9 - Aços para rolamento 479
B.10 - Aços inoxidáveis ferríticos 481
B.11 - Aços inoxidáveis martensíticos 482
B.12 - Aços inoxidáveis austeníticos 486
B.13 - Aços inoxidáveis "duplex" 489
B.14 - Aços inoxidáveis martensíticos endurecíveis por precipitação 490
B.15 - Aços para válvulas de motores de combustão interna 492
B.16 - Ligas para implantes cirúrgicos 494
B.17 - Aços maraging 494
B.18 - Ligas resistentes à corrosão 495
B.19 - Ligas resistentes à corrosão a alta temperatura 499
B.20 - Super ligas resistentes a altas temperaturas e a corrosão 502
B.21 - Ligas para resistências elétricas 504
B.22 - Ligas para termopares, cabos de compensação e de extensão 505
B.23 - Ligas magnéticas moles 506
B.24 - Ligas de expansão controladas 507
B.25 - Ligas de ponto "Curie" controlado 508

CAPÍTULO 1

O SISTEMA FERRO - CARBONO

1.1 - O ELEMENTO FERRO

O ferro apresenta as seguintes transformações (Fig. 1.1):

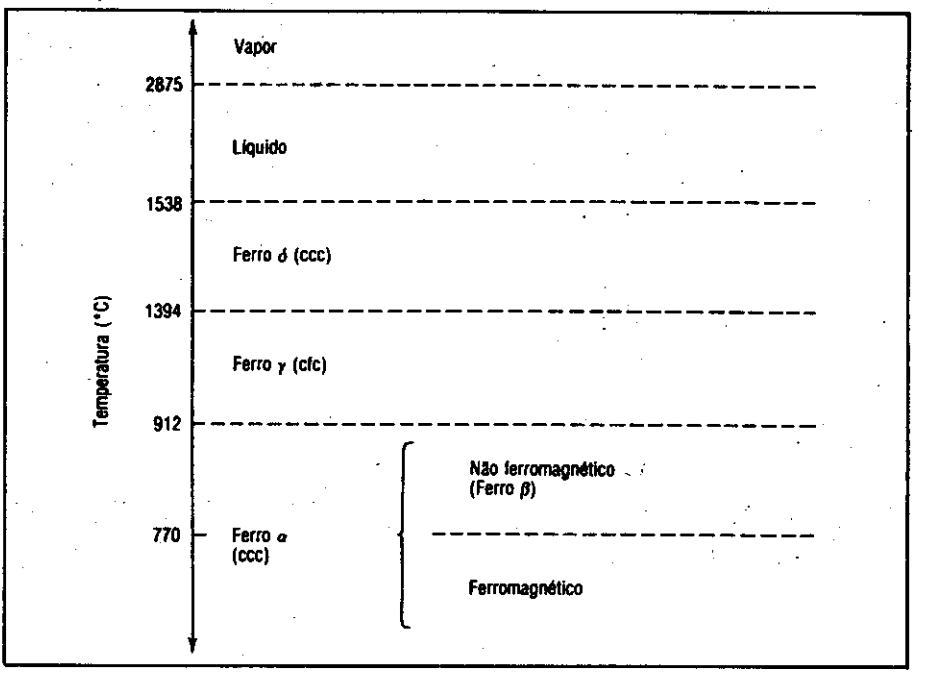


Fig. 1.1 - Mudanças de fase do ferro puro [1].

Observa-se que o ferro sólido, ao ser aquecido a partir da temperatura ambiente, muda a sua estrutura de cúbica de corpo centrado (ccc) para cúbica de face centrada (cfc) a 912°C. Continuando o aquecimento, a 1394°C, o ferro muda novamente de estrutura, passando de cfc para ccc (Figs. 1.2 e 1.3).

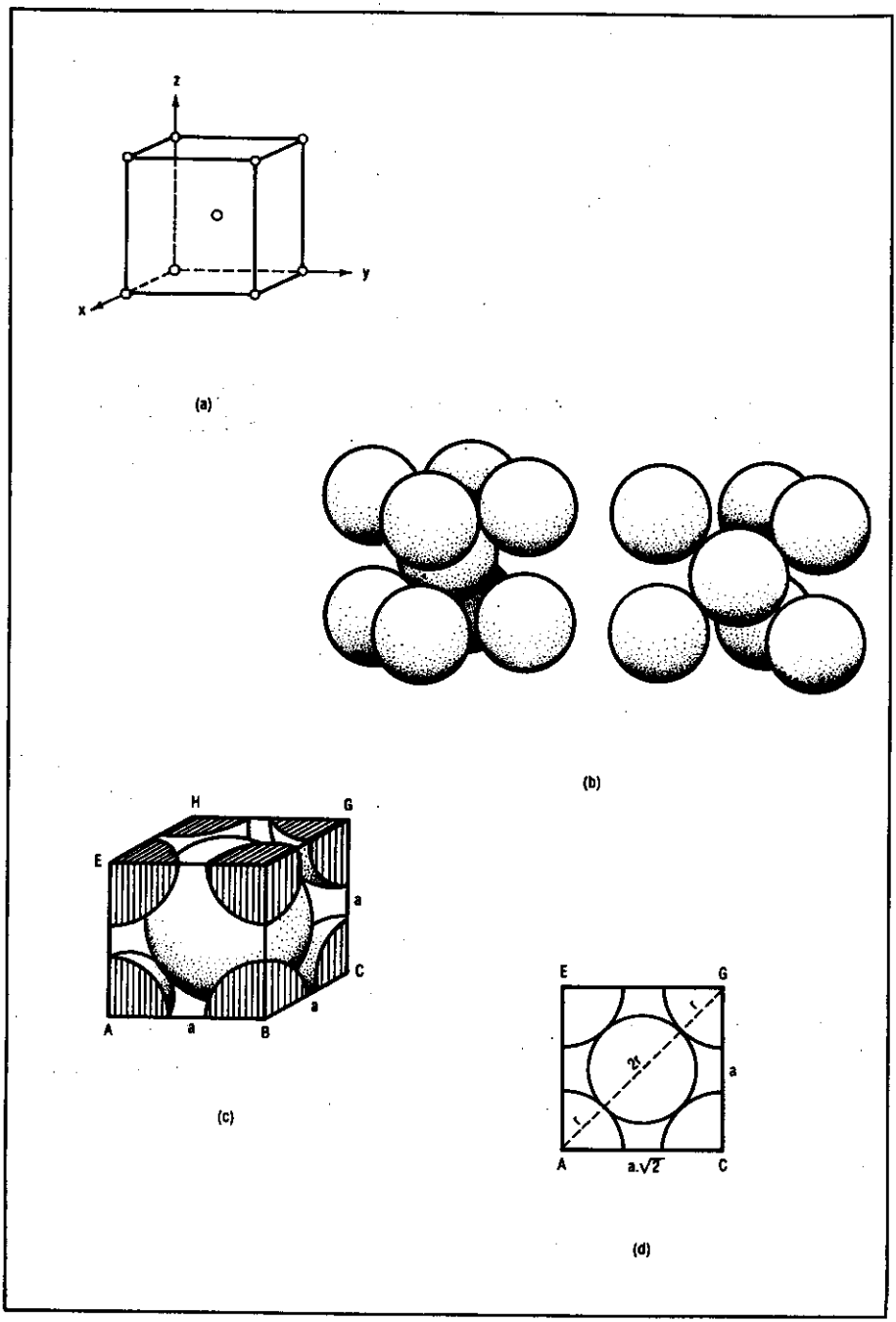


Fig. 1.2 - Estrutura cúbica de corpo centrado [2,3].
(a) - Representação esquemática
(b) - Vista tridimensional
(c) - Célula unitária
(d) - Plano diagonal da célula unitária

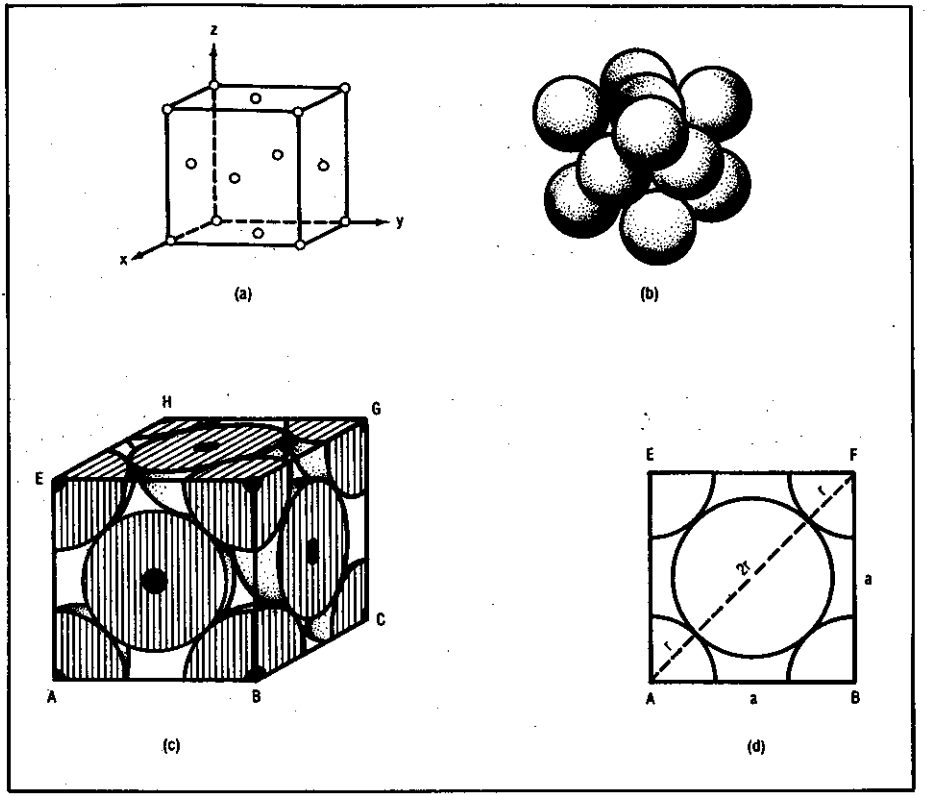


Fig. 1.3 - Estrutura cúbica de face centrada [4].
(a) - Representação esquemática
(b) - Vista tridimensional
(c) - Célula unitária
(d) - Plano da face da célula unitária

Através de cálculos geométricos pode-se correlacionar o parâmetro de rede da célula unitária (a) com o raio do átomo (r):

$$a = \frac{4r}{\sqrt{3}} \qquad \text{ccc} \qquad (1.a)$$

$$a = \frac{4r}{\sqrt{2}} \qquad \text{cfc} \qquad (1.b)$$

À medida que se eleva a temperatura, aumenta a vibração atômica, aumentando o parâmetro de rede (a). Isto pode ser visualizado na Fig. 1.4. O parâmetro de rede (a) é expresso em angstrons (Å), sendo que 1 Å = 10^{-10}m.

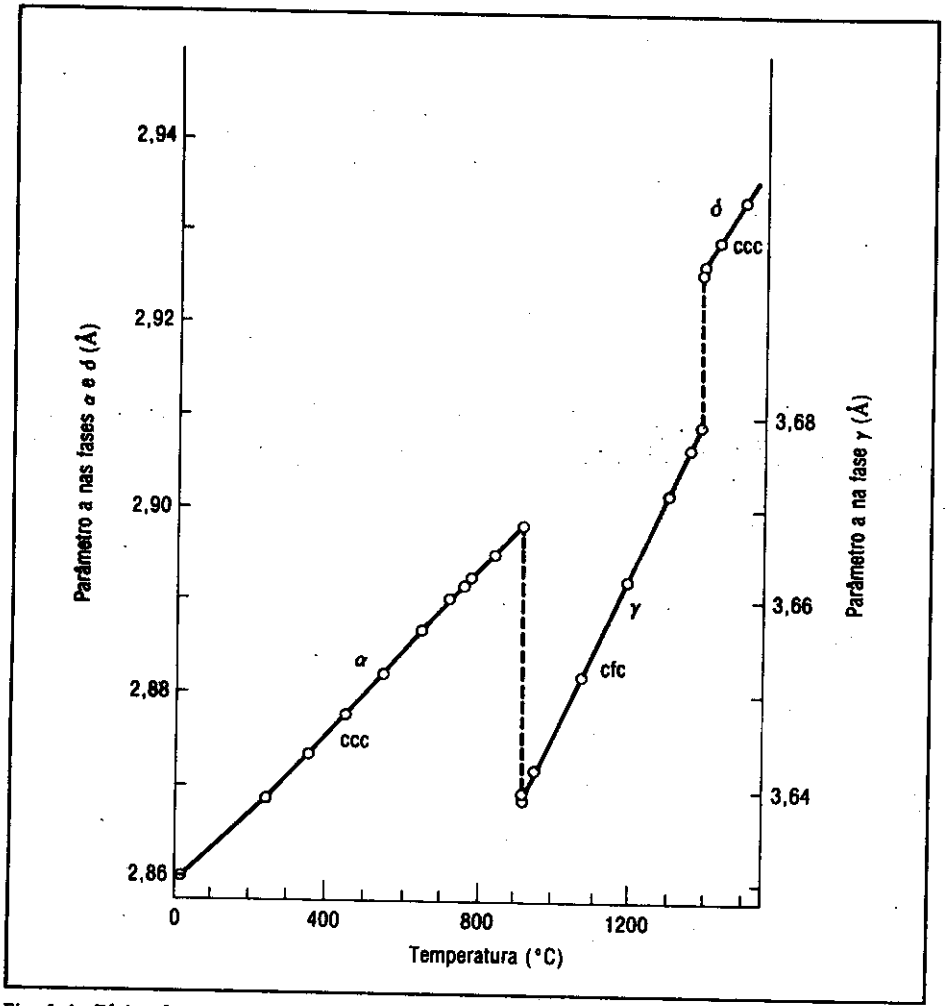


Fig. 1.4 - Efeito da temperatura sobre o parâmetro do reticulado do ferro [5].

Para se medir a densidade volumétrica da célula unitária, ou seja, a porcentagem do volume da célula que é efetivamente ocupada pelos átomos, utiliza-se o fator de empacotamento (F.E.) [6]:

$$F.E. = \frac{n \cdot V_a}{V_c} \qquad (1.c)$$

onde:

n = número de átomos inteiros dentro da célula
V_a = volume do átomo ($= 4/3\ \pi r^3$)
V_c = volume da célula ($= a^3$ no caso de células cúbicas).

Calculando-se o fator de empacotamento para estruturas cúbicas encontra-se:

F.E. = 0,68 ccc

F.E. = 0,74 cfc

ou seja, na estrutura cúbica de corpo centrado 68% do volume é ocupado por átomos, e na estrutura cúbica de face centrada 74% do volume da mesma é ocupado por átomos, sendo o restante vazio.

1.2 - SOLUÇÕES SÓLIDAS DE FERRO

Quando dois metais se misturam para formar uma solução sólida, os átomos do soluto podem substituir uma fração dos átomos da matriz (solução sólida substitucional), Fig. 1.5, ou se alojar nos espaços vazios da matriz (solução sólida intersticial), Fig. 1.6. Para que uma solução sólida substitucional seja formada, além de compatibilidade eletro-química é necessário que o tamanho dos átomos do soluto seja próximo do tamanho dos átomos da matriz (mais ou menos 15% de variação no raio ou diâmetro atômico) [8].

O ferro apresenta vãos octaédricos e tetraédricos em suas estruturas ccc e cfc [9] (Figs. 1.7 e 1.8).

Para elementos de estrutura cúbica, como o ferro, as relações entre o raio (r) do átomo que se alojaria num vão tetraédrico ou octaédrico e o raio (R) da matriz são apresentadas na Tabela 1.1:

Estrutura	Relação $\frac{r}{R}$		F.E.
	Octaédrico	Tetraédrico	
CFC	0,414	0,225	0,74
CCC	0,154	0,291	0,68

Tabela 1.1 - Relações entre o raio do átomo intersticial (r) e o raio do átomo de matrizes (R) com estrutura cúbica. [10].

Pela Tabela 1.1 observa-se que além da estrutura CFC ser mais compacta que a CCC, ela apresenta vãos maiores, embora, obviamente, em menor número.

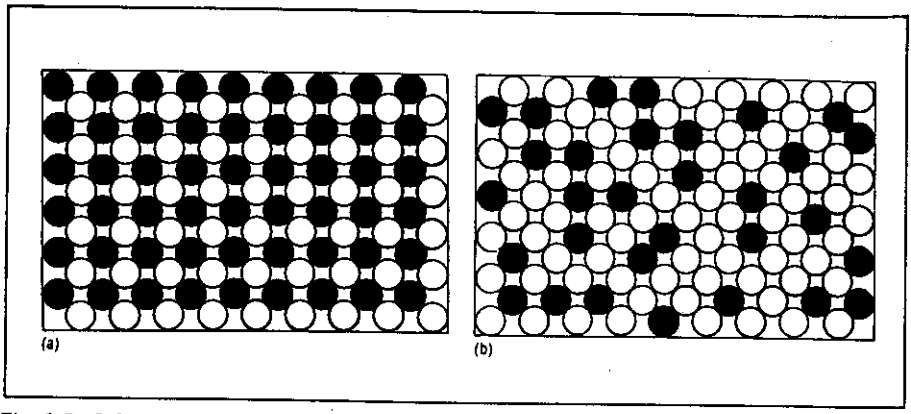


Fig. 1.5 - Solução sólida substitucional [7].
(a) - ordenada
(b) - ao acaso

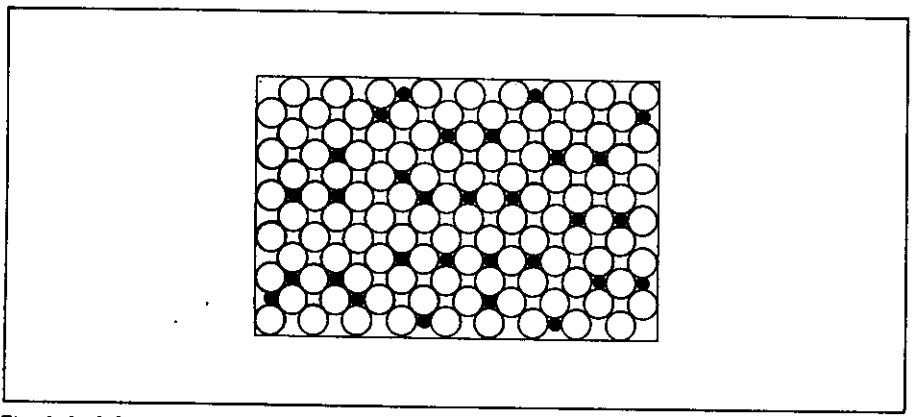


Fig. 1.6 - Solução sólida intersticial [7].
Por exemplo, carbono (•) dissolvido no ferro cfc (O)

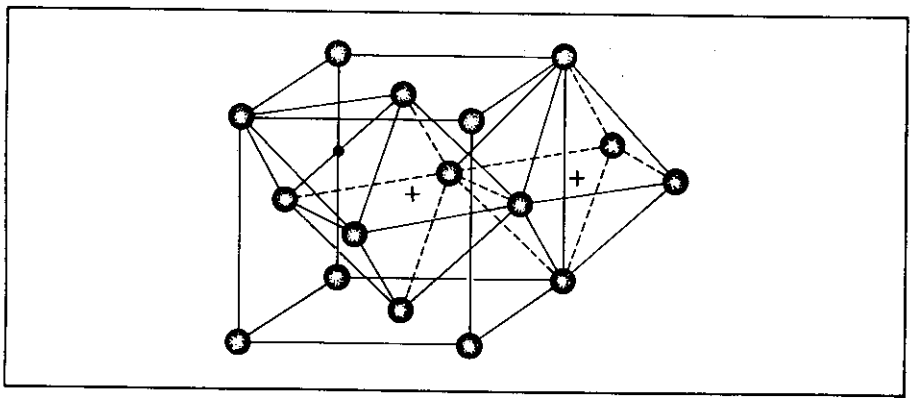


Fig. 1.7 - Vãos na estrutura cúbica de face centrada [9].
+ - vão octaédrico
• - vão tetraédrico

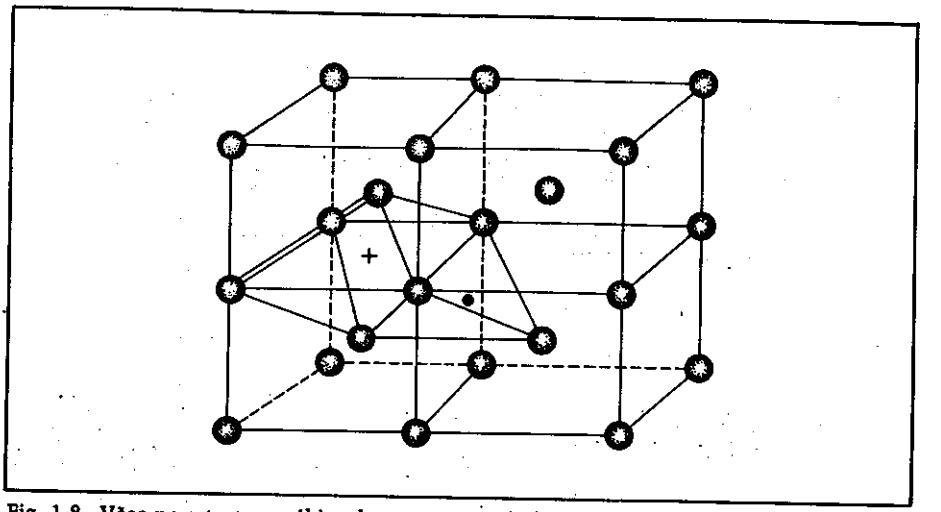


Fig. 1.8 - Vãos na estrutura cúbica de corpo centrado [9].
+ - vão octaédrico
• - vão tetraédrico

Antes de analisarmos o diagrama Fe-C, vamos comparar o tamanho do átomo de carbono com os interstícios da matriz de ferro (Tabela 1.2).

Ferro						Carbono
			Intersticial		Substitucional	Raio do Carbono (Å) a 15°C (grafite)
Temperatura °C	Estrutura	Raio Fe (Å)	Raio do vão Octaédrico (Å)	Raio do vão Tetraédrico (Å)	± 15% do raio do Fe (Å)	
500	CCC	1,25	0,19	0,36	1,06-1,44	0,71
1000	CFC	1,29	0,53	0,29	1,10-1,48	

Tabela 1.2 - Comparação entre o raio atômico do carbono e os vãos da estrutura do ferro. Dados do ferro calculados a partir da Fig. 1.4, equações (1.a) e (1.b) e Tabela 1.1 — Raio do carbono obtido na referência [11].

A análise da Tabela 1.2 indica que:

a) O carbono não forma solução sólida substitucional com o ferro.

b) O carbono é *maior* que o maior vão da estrutura CFC do ferro (≅ 0,71 e 0,53 Å, respectivamente), o que acarretará uma baixa solubilidade do carbono no ferro γ (máximo 2% a 1148°C).

c) O carbono é *muito maior* que o maior vão da estrutura CCC do ferro (≅ 0,71 e 0,36 Å, respectivamente), o que acarretará uma solubilidade quase nula do carbono no ferro α (máxima de 0,02% a 727°C).

1.3 - DIAGRAMA FERRO - GRAFITA

A combinação do carbono e ferro, *em equilíbrio termodinâmico*, dará origem a diferentes fases para as diversas temperaturas avaliadas. Isto é indicado no diagrama de equilíbrio Fe-C (grafita) da Fig. 1.9. Este diagrama, construído em escala logarítmica para concentrações, indica que na temperatura ambiente os constituintes do sistema Fe-C seriam ferrita (α) e grafita.

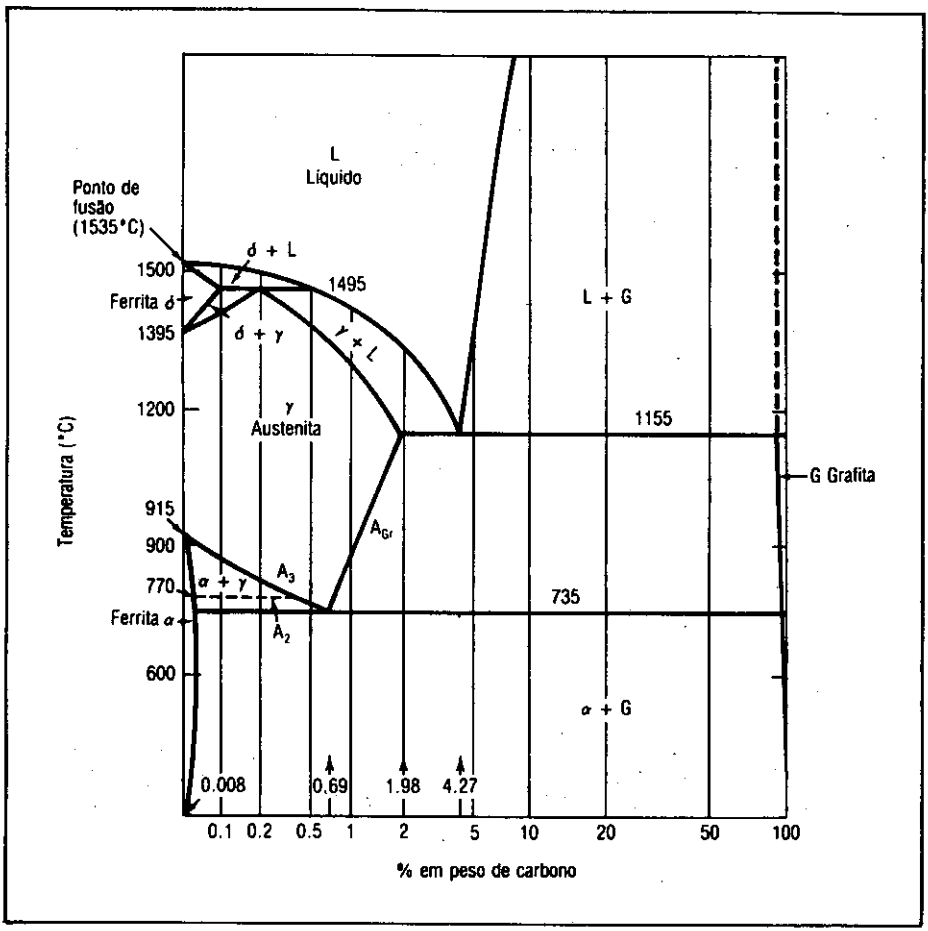


Fig. 1.9 - Diagrama de equilíbrio ferro-grafita [12].

1.4 - DIAGRAMA FERRO - CEMENTITA

Na produção industrial do aço, entretanto, a solidificação e o resfriamento são muito rápidos para que o equilíbrio termodinâmico seja alcançado. Ocorre, então, a formação de uma fase metaestável - a cementita (carboneto de ferro) - no lugar da grafita. Embora essa fase seja

termodinamicamente metaestável, em termos de aplicações práticas ela é considerada estável, pois na temperatura ambiente, a difusão do carbono no ferro é muito baixa [13] ($Dc = 2{,}9 \times 10^{-19} cm^2/s$), e a transformação de cementita em grafita é praticamente nula. O diagrama de fase (e não de equilíbrio, como é erroneamente chamado) entre o ferro e a cementita é mostrado na Fig. 1.10.

As fases que aparecem no diagrama da Fig. 1.10 são descritas a seguir (elas serão discutidas com maior profundidade no Capítulo 2):

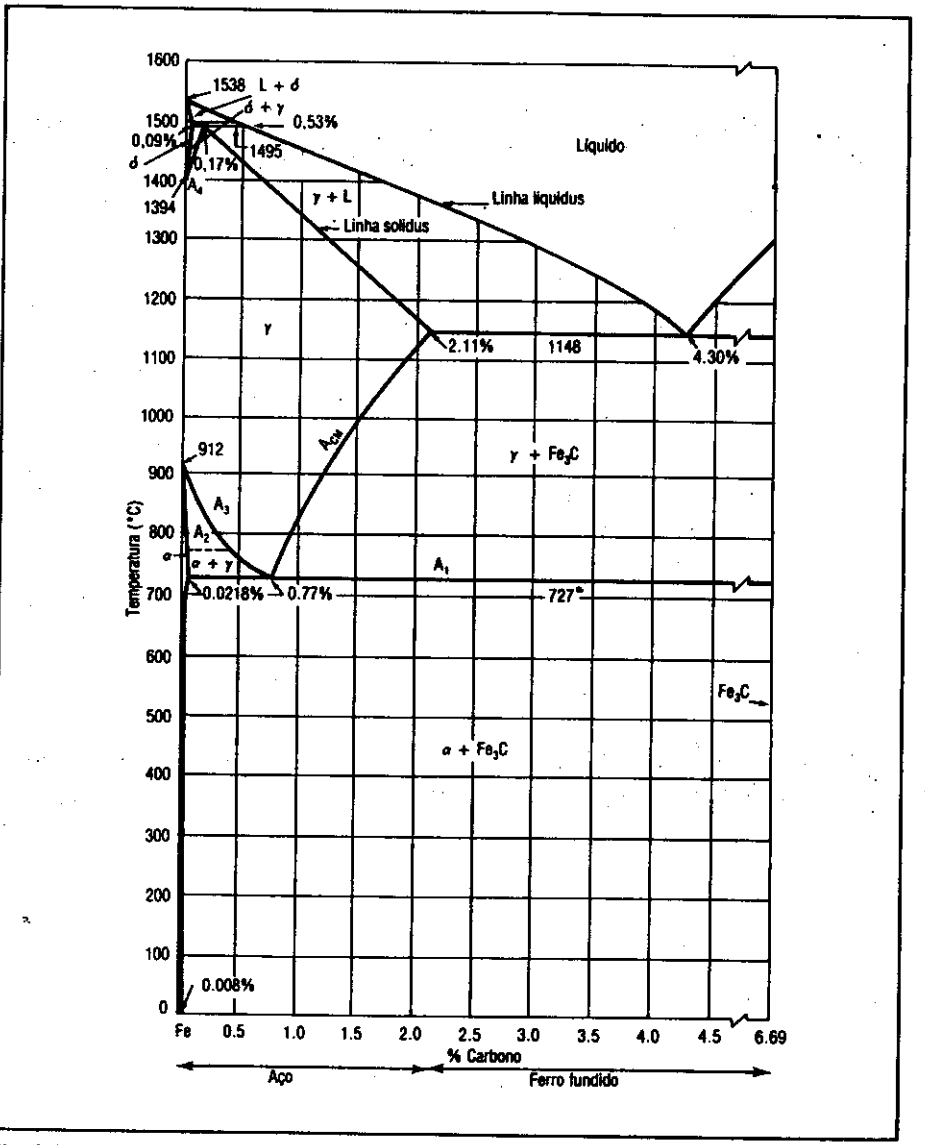


Fig. 1.10 - Diagrama de fases ferro-cementita [1].

Ferrita (α)

Solução sólida de carbono em ferro CCC, existente até a temperatura de 912°C. Nesta faixa de temperatura, a solubilidade do carbono no ferro é muito baixa, chegando ao máximo de 0,0218% a 727°C.

Na temperatura ambiente, a solubilidade máxima do carbono no ferro é de 0,008%. Assim, até 0,008% de carbono, o produto siderúrgico seria chamado de ferro comercialmente puro [14].

Austenita (γ)

Solução sólida de carbono em ferro CFC, existindo entre as temperaturas de 912 e 1495°C, e com solubilidade máxima de carbono no ferro de 2,11% a 1148°C. O teor de carbono 2,11% é adotado como separação *teórica* entre os dois principais produtos siderúrgicos [14]:

Aços — teores de carbono menores que 2,11%

Ferros Fundidos — teores de carbono maiores que 2,11%

Ferrita (δ)

Para pequenos teores de carbono, acima de 1394°C, o ferro muda novamente para cúbico de corpo centrado, dando origem à ferrita δ, que é uma solução sólida de carbono em ferro CCC, sendo estável até 1538°C, quando o ferro se liquefaz. Tendo o ferro uma estrutura CCC, a solubilidade do carbono é baixa, atingindo um máximo de 0,09%C a 1495°C. Os nomes de ferrita α e ferrita δ são usados para indicar a mesma solução sólida de carbono em ferro CCC, porém ocorrendo em diferentes faixas de temperatura. A solubilidade máxima de carbono na ferrita δ é um pouco maior que na ferrita α (0,09 e 0,02%, respectivamente), devido ao fato de que a ferrita δ ocorre em temperaturas maiores, onde a agitação térmica da matriz de ferro é também maior, favorecendo a maior dissolução do carbono.

Quando não houver referência contrária, o termo ferrita, neste texto, subentenderá a *ferrita* α.

Cementita (Fe_3C)

É um carboneto de ferro com estrutura ortorrômbica [15] e de alta dureza. A cementita dá origem a um eutetóide de extrema importância no estudo dos aços — a perlita —, que será vista posteriormente, com mais detalhes.

1.5 - PONTOS RELEVANTES DO DIAGRAMA FERRO-CEMENTITA

Existem várias temperaturas e linhas de importância prática no diagrama de fase ferro-cementita.

Linha A_1

Indica a reação eutetóide $\gamma \rightarrow \alpha + Fe_3C$, a 727°C.

A utilização da letra "A" para designar estas linhas foi primeiramente utilizada pelo francês Le Chatelier, e indica a ocorrência de uma parada (Arrêt) durante a transformação.

Assim ao se resfriar um aço com 0,77%C, observa-se uma "parada" na temperatura de 727°C, ou seja, enquanto a transformação $\gamma \rightarrow \alpha + Fe_3C$ não se completar, a temperatura permanecerá invariante (Fig. 1.11)

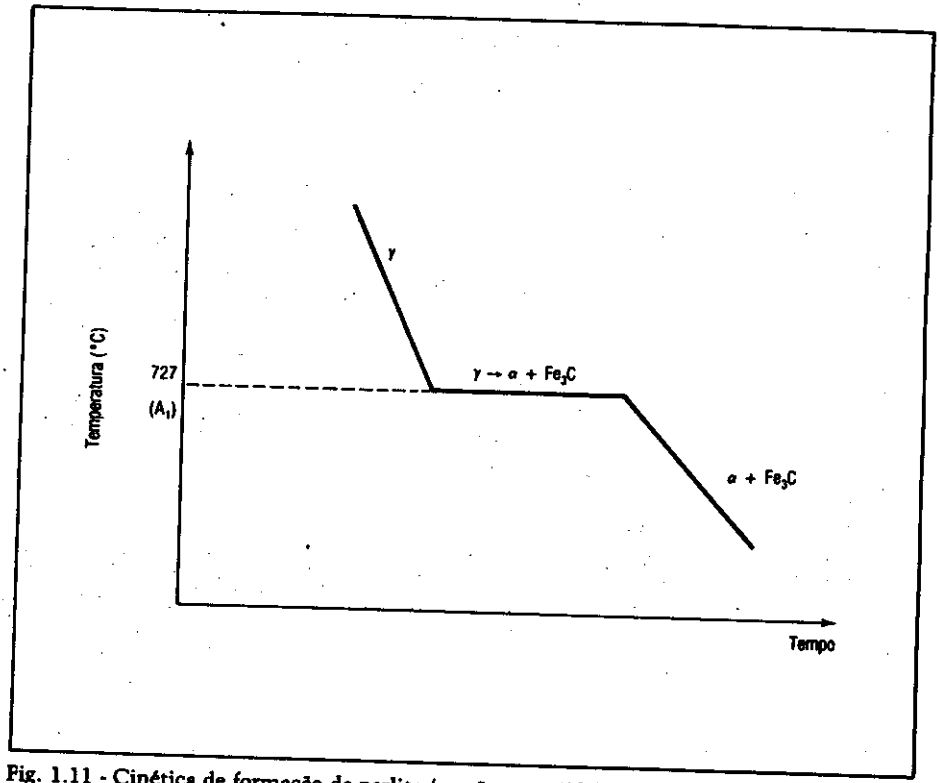


Fig. 1.11 - Cinética de formação da perlita (reação eutetóide).

Linha A_2

Transformação magnética do ferro CCC, ocorrendo a 770°C (também chamada de temperatura CURIE da ferrita) [1]. Nesta temperatura o ferro muda de paramagnético para ferromagnético [16].

Linha A_3

Temperatura de transformação $\gamma \rightarrow \alpha$. Para o ferro puro, ocorre a 912°C. À medida que o teor de carbono vai aumentando, a temperatura A_3 vai diminuindo, até o limite de 727°C, onde se encontra com A_1.

Linha A_{cm}

Temperatura de transformação $\gamma \rightarrow Fe_3C$. Inicia-se a 727°C com 0,77%C e vai aumentando com elevação do teor de carbono, até atingir 1148°C a 2,11%C.

Linha A_4

Temperatura de transformação $\gamma \rightarrow \delta$. Inicia-se a 1394°C para o ferro puro e vai aumentando com adição de carbono no ferro, atingindo um máximo a 1495°C com 0,17%C.

Linha Liquidus

Acima desta linha, todo o aço está na forma líquida. A temperatura na qual o aço começa a solidificar abaixa com o aumento do teor de carbono, partindo de um máximo a 1538°C no ferro puro, até atingir 1148°C na liga Fe-4,30%C. O aspecto tecnológico imediato que resulta desta observação é que é mais fácil fundir ferros fundidos do que aços, pois as temperaturas de fusão são menores.

Linha Solidus

Abaixo desta linha todo o material estará no estado sólido. Na região entre as linhas Liquidus e Solidus haverá, no equilíbrio, a coexistência de fases sólidas e líquidas.

1.6 - EFEITO DO RESFRIAMENTO E AQUECIMENTO NAS LINHAS DE TRANSFORMAÇÃO

No diagrama da Fig. 1.10, as transformações limitadas pelas linhas A_1, A_2, A_{cm} etc. são supostas de ocorrer no equilíbrio. Nas condições industriais de processamento metalúrgico, estas transformações ocorrem fora do equilíbrio termodinâmico, e as linhas de transformação para aquecimento e resfriamento apresentam-se defasadas (Fig. 1.12). Para as condições de equilíbrio utilizam-se as notações: A_1, A_2 etc., ou A_{e1}, A_{e2} etc.

Para o aquecimento, utiliza-se A_{c1}, A_{c2} etc., pois a sigla vem do francês (c = "chauffage" = aquecimento).

Para o resfriamento, utiliza-se A_{r1}, A_{r2} etc., que vem de "refroidissement" [17].

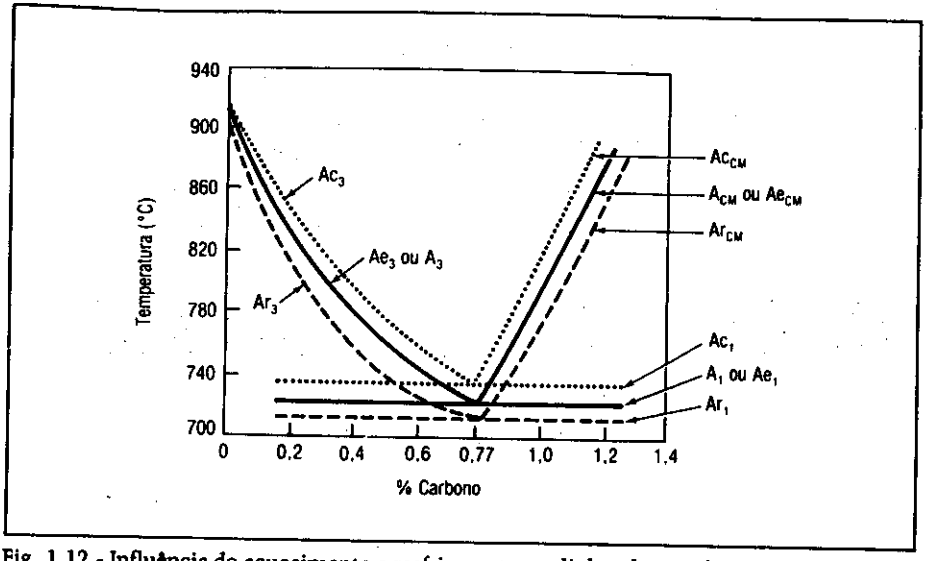


Fig. 1.12 - Influência do aquecimento e resfriamento nas linhas de transformação do diagrama Fe-C [17].

1.7 - REAÇÕES INVARIANTES

Reações invariantes são as que ocorrem com temperatura constante (Fig. 1.11). Algumas das mais comuns são indicadas na Fig. 1.13.

Uma reação invariante importante no estudo dos aços é a eutetóide, que ocorre a 727°C. Para um aço com 0,77%C, o produto formado é a perlita, que não é uma fase, mas uma mistura de duas fases — ferrita e cementita — com uma estrutura lamelar característica.

Um aço com 0,77%C (na prática diz-se aço 0,8%C) é chamado de *eutetóide*. Aços com menos de 0,77%C são *hipoeutetóides* e com mais de 0,77%C são *hipereutetóides*.

Embora a perlita não seja uma fase, e sim um constituinte, é possível interpretar o diagrama de fase Ferro-Cementita de modo a prever sua ocorrência e quantidade relativa na microestrutura. Assim, aços com menos de 0,77%C possuem ferrita e perlita em sua microestrutura; com 0,77%C, só perlita; e acima de 0,77%C, perlita e cementita (Fig. 1.14). Isto, obviamente, se obtidos através de um resfriamento lento (dentro do forno, por exemplo). Se o resfriamento for mais rápido (em óleo, em água etc.), aparecerão outras fases, metaestáveis, e que não são previstas pelo diagrama Ferro-Cementita. Essas outras fases serão estudadas no próximo capítulo.

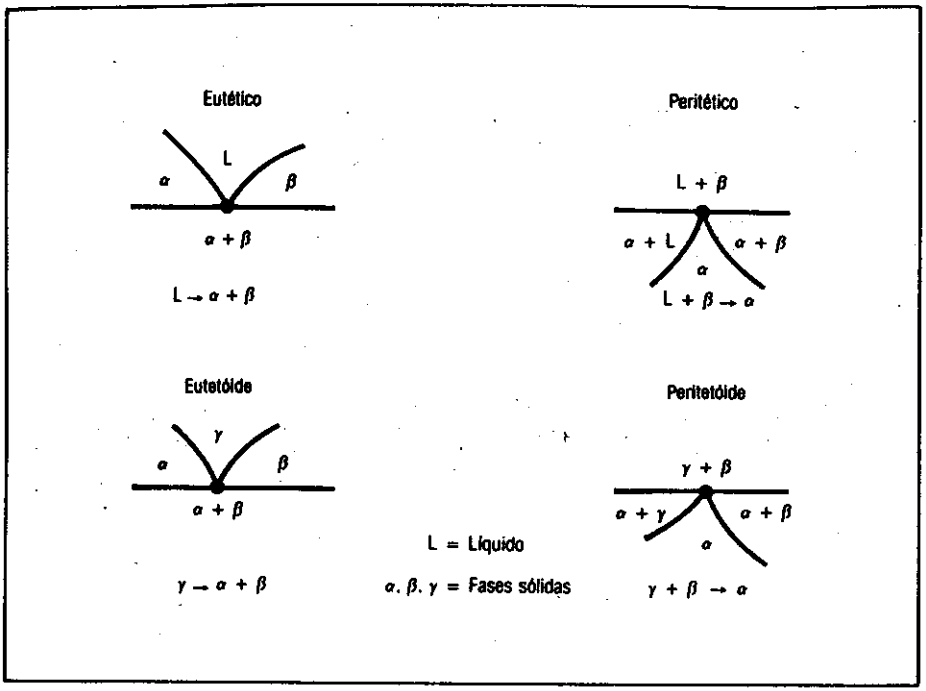


Fig. 1.13 - Algumas das reações encontradas nos diagramas de equilíbrio [18].

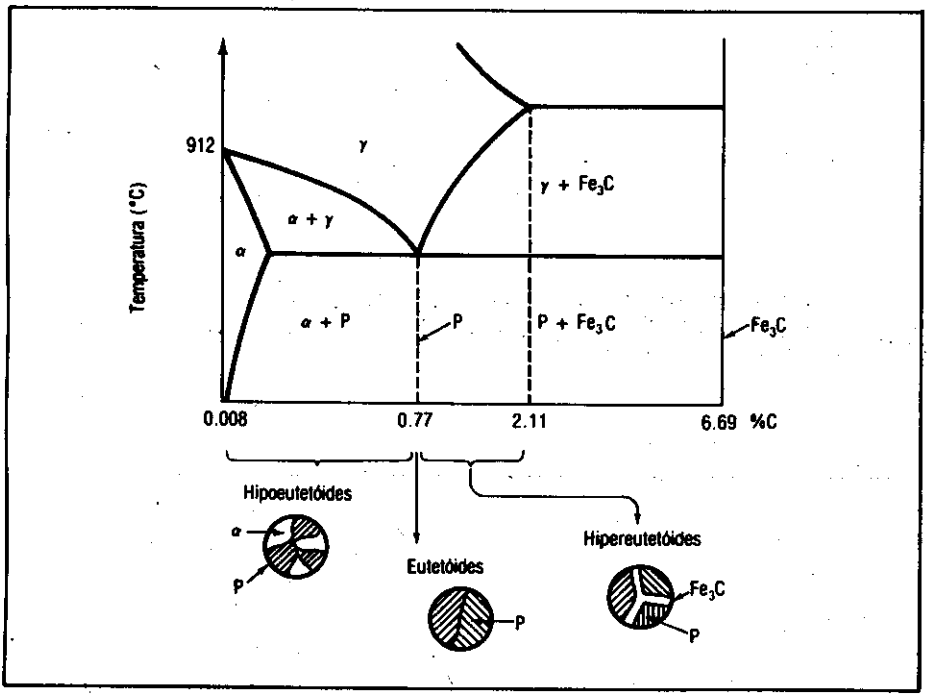
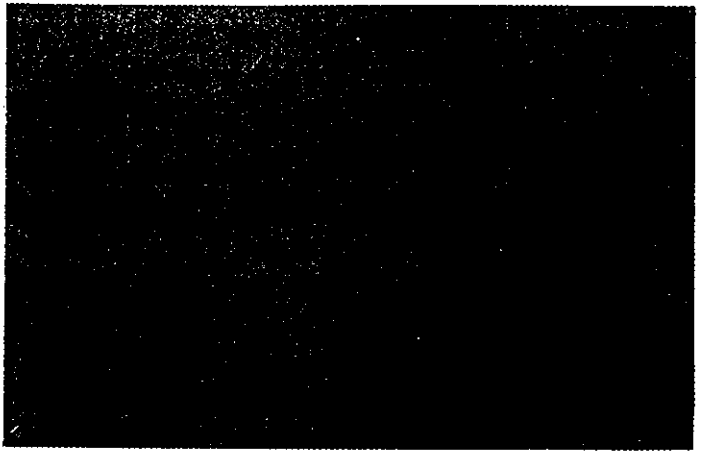
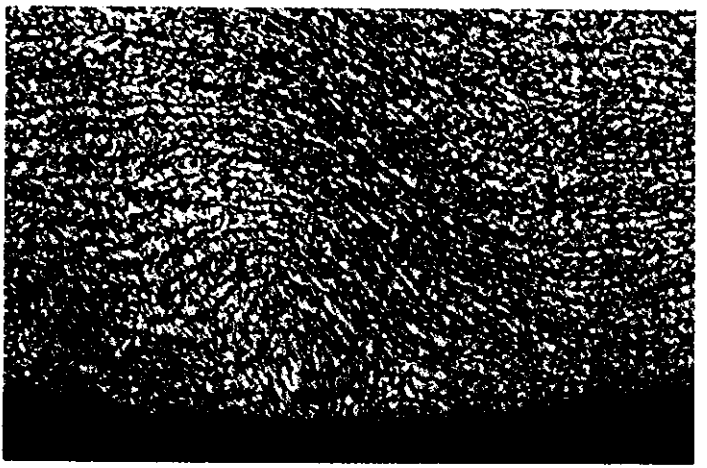


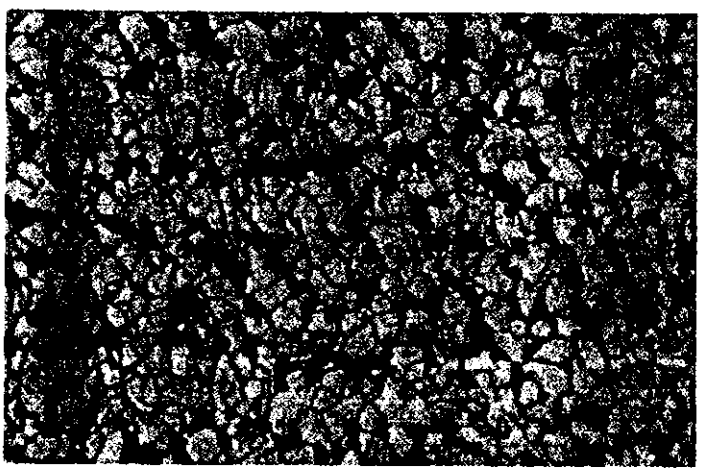
Fig. 1.14 - Diagrama de "fases" Fe-Perlita.



POLIDO, SEM ATAQUE, 100X
Observam-se inclusões e poros.



NITAL - 100X
Linhas de deformação ocorridas no forjamento rotativo.



NITAL - 400X
Grãos Brancos - Ferrita
Grãos Escuros - Perlita

Fig. 1.15 - Micrografias de aço 1020, com e sem ataque químico.

1.8 - OBSERVAÇÕES DA MICROESTRUTURA

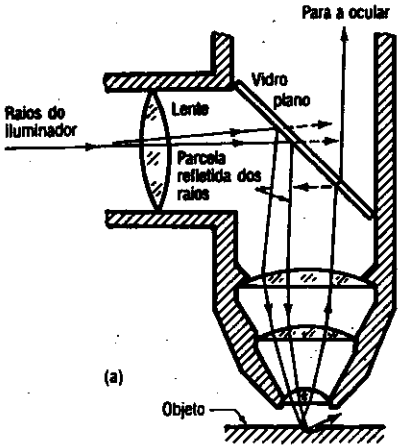
Para se observar as fases presentes em um aço, faz-se o polimento da amostra até que a mesma fique "como espelho", seguindo-se um ataque com um reagente químico apropriado.

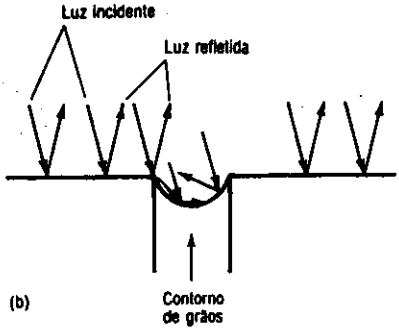
Um dos reagentes químicos mais empregados para aços carbono é o nital, que consiste em uma mistura de 0,5 a 2% de ácido nítrico em álcool etílico.

A amostra apenas polida e não atacada revela descontinuidades como trincas, poros, inclusões etc. Na amostra atacada quimicamente consegue-se observar tanto as fases como sua distribuição, o que permite avaliar aspectos estruturais de fabricação (regiões afetadas pelo calor da soldagem, linhas de deformação ocorridas no forjamento) e características como segregações etc. Na Fig. 1.15 observa-se uma amostra de aço 1020 antes e depois do ataque químico. Nota-se que a peça possui inclusões; foi conformada por deformação (e não fundida); apresenta bandas de segregação de carbono; possui ferrita e perlita na estrutura; a granulação da mesma é fina (grãos pequenos); e ainda que o teor de carbono do aço deve ser de 0,2% (o que será explicado no próximo item). Estas observações indicam a importância do exame metalográfico, pois um ensaio simples como este pode fornecer uma série de informações importantes sobre a estrutura e o processamento de uma determinada peça.

Ainda na Fig. 1.15, observa-se que o ataque químico revela o contorno de grão da ferrita, e diferencia, por coloração, a ferrita da perlita. Com o nital, a ferrita aparece "branca" e a perlita "preta", que não significa que este ataque químico tenha colorido de maneira distinta as duas fases, ou o contorno de grão da ferrita, mas sim que o reagente químico ataca mais uma fase do que outra, produzindo diferenças de altura em relação à superfície, e com isto refletindo mais ou menos luz para a ocular do microscópio. No contorno de grão o processo é semelhante: como os contornos de grão são regiões mais desordenadas que as regiões centrais dos mesmos, é mais fácil para o ácido remover os átomos do contorno, e essa corrosão química mais profunda no contorno de grão formará uma região mais escura durante a observação no microscópio (Fig. 1.16).

Na Fig. 1.17 observam-se aços hipoeutetóide, eutetóides e hipereutetóides. Deve-se notar que, com baixo aumento (100x), a perlita apresenta-se como uma massa escura homogênea. Porém, utilizando-se maiores ampliações, conseguimos notar que a mesma é formada por lamelas alternadas de ferrita e cementita.





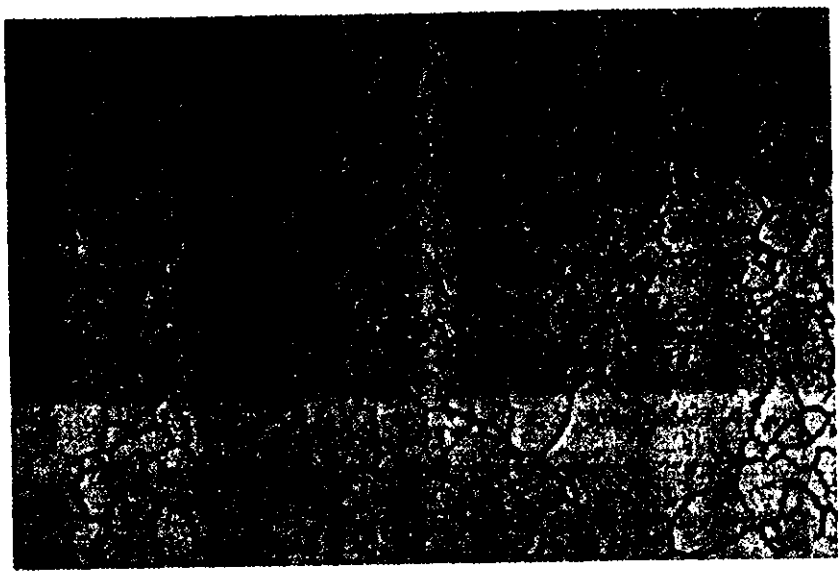
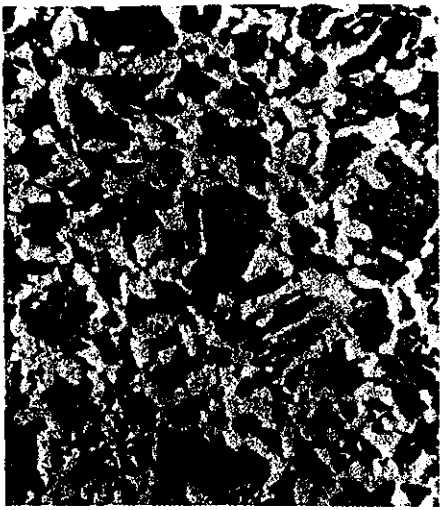


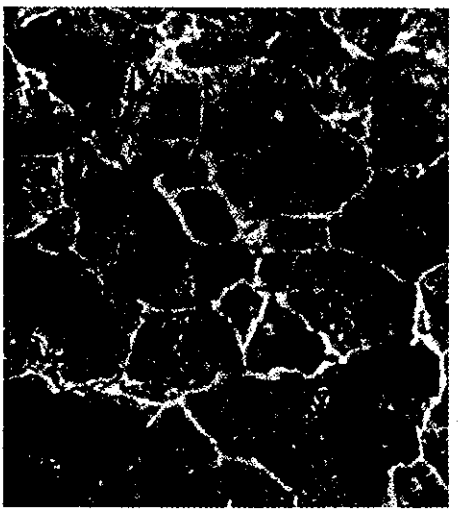
Fig. 1.16 - Observações do contorno de grão em um microscópio
a) - Esquema de observação [19]
b) - O contorno de grão reflete pouca luz por ser uma região irregular
c) - Observação do contorno do antigo grão austenítico em aço 1020, pelo método de Kohn + reativo de Béchet [20].



C = 0,40%
(Hipoeutetóide)
400X - Ferrita e Perlita
NITAL - 1%

Totalmente Perlítico, 100X
NITAL 1%

Lamelas Ferrita/Fe_3C 1000X, Nital 1%
C = 0,77% (Eutetóide)



C ≅ 1%
(Hipereutetóide)
Rede de cementita envolvendo a perlita
NITAL 1%, 300X

Fig. 1.17 - Estruturas de aços carbono resfriados lentamente.

1.9 - DETERMINAÇÃO DA FRAÇÃO VOLUMÉTRICA DAS FASES

Quando um lingote de aço solidifica, observa-se pelo diagrama de fases que o mesmo sofre uma série de transformações, desde o estado líquido até a temperatura ambiente.

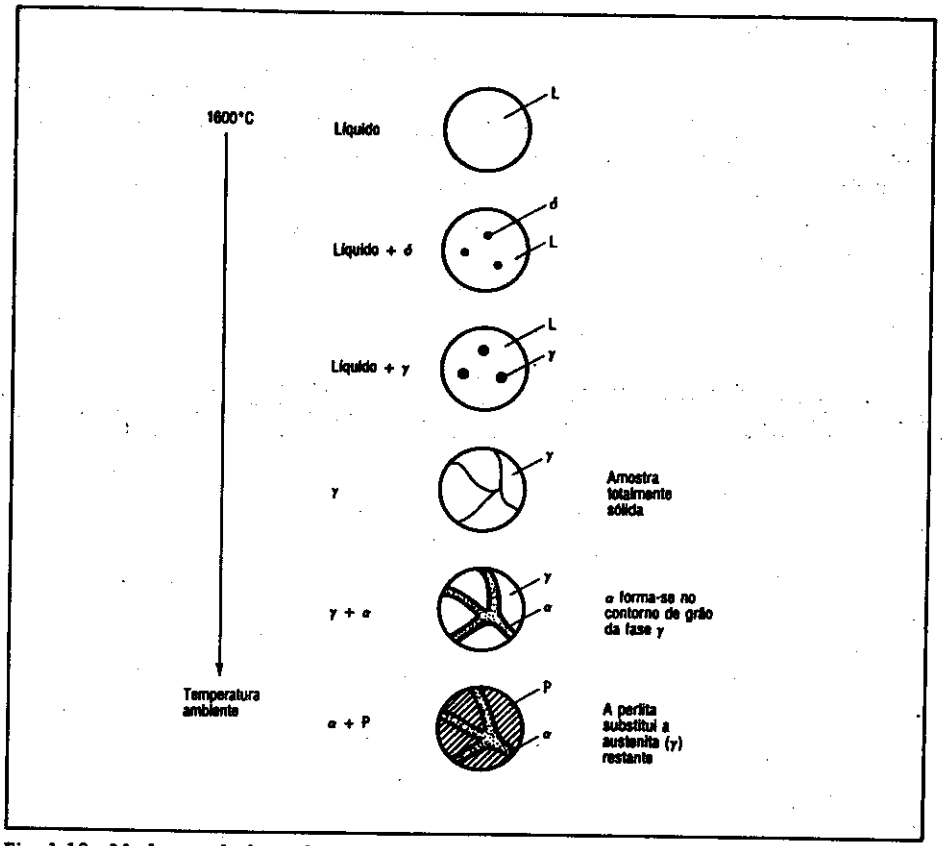


Fig. 1.18 - Mudanças de fases durante o resfriamento de uma liga Fe-0,25%C.

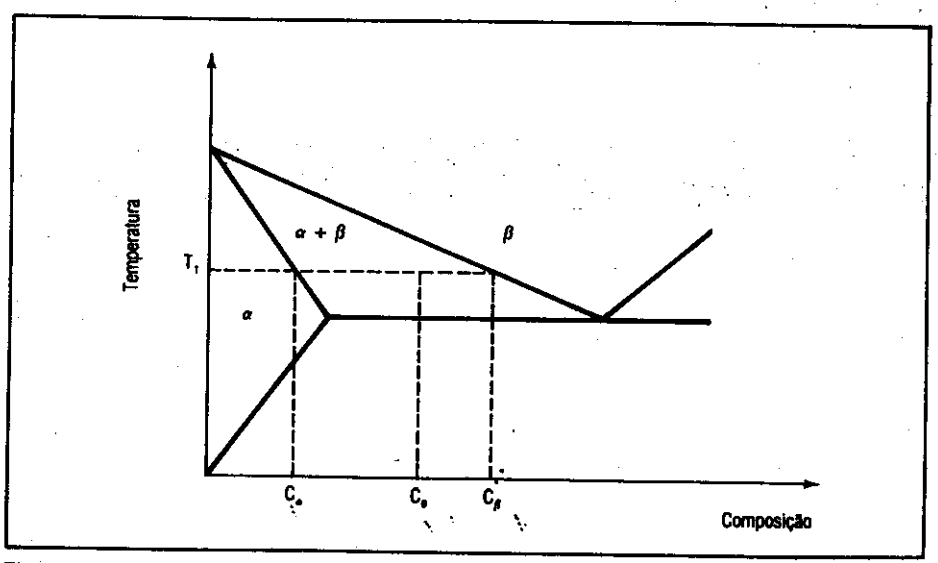


Fig. 1.19 - Região bifásica ($\alpha + \beta$) de um diagrama de equilíbrio binário.

Analisemos, como exemplo, o resfriamento de uma liga Fe-0,25%C a partir do seu estado líquido (1600°C), até a temperatura ambiente (Fig. 1.18). A análise desta figura indica que em duas ocasiões a liga é monofásica, ou seja, apresenta uma única fase (no estado líquido e no campo austenítico). Neste caso é óbvio que a amostra tem 100% líquido ou 100% γ (austenita). Existem situações, entretanto, em que a amostra se apresenta bifásica (δ + L, L + γ, γ + α, α + "P"). Nestes casos podemos calcular a fração volumétrica de cada fase utilizando a "regra da alavanca" (Fig. 1.19). Suponhamos que a liga apresente uma composição C_0 (por ex. 0,25%C na liga Fe-C). Na temperatura T_1 a liga apresentará duas fases: α e β, cujas frações volumétricas são dadas por [21]:

$$\% \alpha = \left(\frac{C_\beta - C_0}{C_\beta - C_\alpha} \right) \cdot 100 \qquad (1.d)$$

e

$$\% \beta = \left(\frac{C_0 - C_\alpha}{C_\beta - C_\alpha} \right) \cdot 100 \qquad (1.e)$$

$$\% \alpha + \% \beta = 100\% \qquad (1.f)$$

Da mesma forma, para um aço hipoeutetóide de composição C_0, resfriado lentamente, a fração de ferrita livre (ou seja, somente os grãos isolados de ferrita, sem levar em conta a ferrita presente na perlita) seria dada por:

$$\%\alpha_L = \left(\frac{0,77 - C_0}{0,77 - 0,008} \right) \cdot 100$$

ou

$$\% \alpha_L \cong \left(1 - \frac{C_0}{0,77} \right) \cdot 100 \qquad (1.g)$$

e a quantidade de perlita seria dada por:

$$\% P = \left(\frac{C_0 - 0,008}{0,77 - 0,008} \right) \cdot 100 \cong \frac{C_0}{0,77} \cdot 100$$

ou

$$\%\ P = \frac{100\ C_0}{0{,}77} \qquad (1.h)$$

Assim, um aço com C_0 = 0,2%C apresentará aproximadamente 25% de perlita e 75% de ferrita. Um aço com 0,4%C apresentará, aproximadamente, 50% de perlita e 50% de ferrita. E um aço com 0,77%C apresentará 100% de perlita e nenhuma ferrita.

Então, se soubermos o teor de carbono do aço, poderemos avaliar qual vai ser sua estrutura em termos de ferrita e perlita, desde que o mesmo seja resfriado lentamente. De maneira inversa, se avaliarmos através da microscopia seu teor de ferrita e perlita, poderemos estimar seu teor de carbono utilizando a equação 1.g ou 1.h.

Por exemplo:

$$\%\ P = \frac{100\ C_0}{0{,}77}$$

ou

$$C_0 = \frac{0{,}77\ (\%P)}{100} \qquad (1.i)$$

Assim, se microscopicamente observarmos que o aço tem 40% de perlita e 60% de ferrita, pela equação (1.i) estimamos o seu teor de carbono em:

$$C_0 = \frac{0{,}77\ (40)}{100} \cong 0{,}3\%$$

$$C_0 \cong 0{,}3\%C$$

1.10 - EFEITO DA VELOCIDADE DE RESFRIAMENTO NA FRAÇÃO VOLUMÉTRICA DA FERRITA E PERLITA

O teor de carbono do aço carbono só pode ser avaliado em função de suas áreas de ferrita e perlita se o resfriamento for muito lento (no forno, por exemplo). Se o resfriamento for mais rápido, mesmo que a microestrutura seja ainda de ferrita e perlita, a quantidade de ferrita será menor que a prevista pelo diagrama de fase, pois a perlita começa a se formar antes de finalizar a formação da ferrita, interrompendo o seu processo de crescimento (Figs. 1.20 a 1.22).

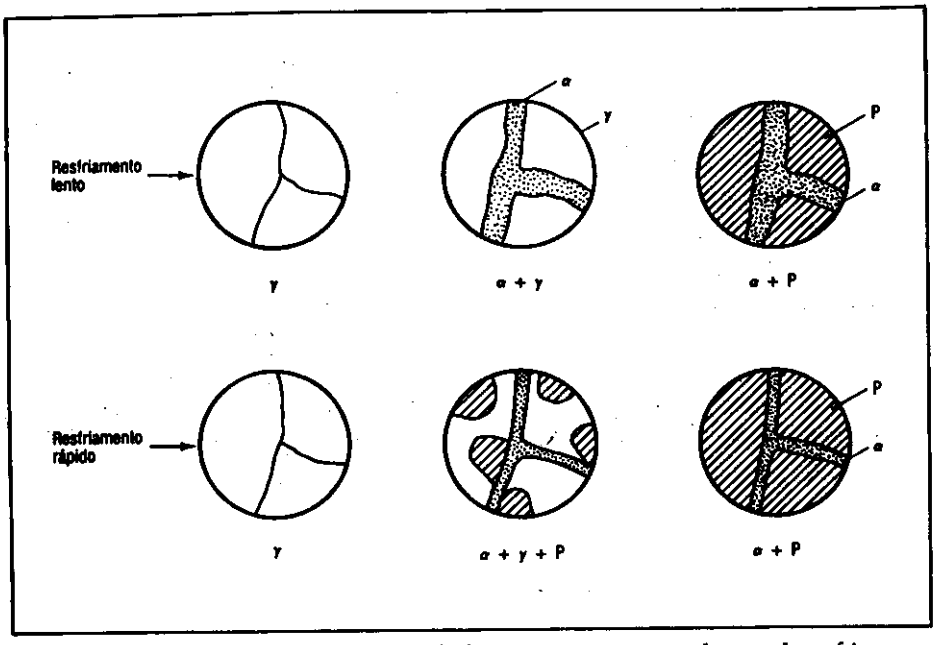


Fig. 1.20 - Redução da fração volumétrica da ferrita com o aumento da taxa de resfriamento (°C/min.)
α = Ferrita
γ = Austenita
P = Perlita.

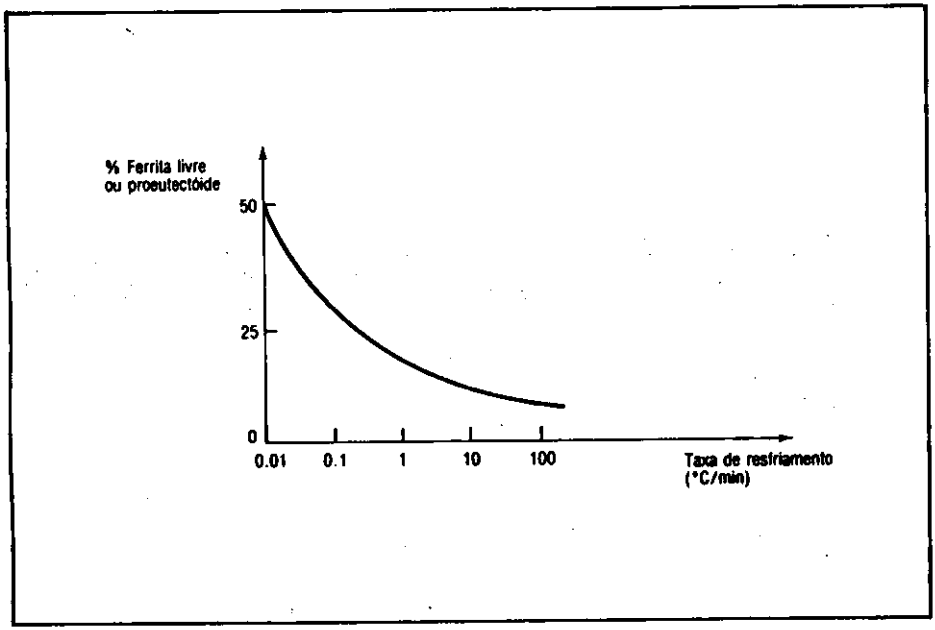
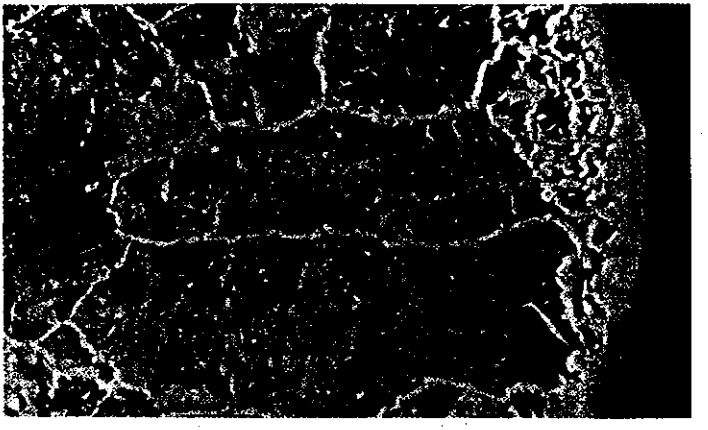


Fig. 1.21 - Variação da fração volumétrica da ferrita livre (ou proeutectóide) com a taxa de resfriamento de um aço 0,4%C [22].



Taxa de Resfriamento - 100°C/min
60X - NITAL
Camada de níquel

Taxa de Resfriamento - 10°C/min
60X - NITAL

Fig. 1.22 - Redução da fração volumétrica da ferrita livre com o aumento da taxa de resfriamento. Observa-se que próximo à superfície os grãos são menores que no núcleo da peça. Isto ocorre devido ao "Thermal Grooving" (ancoramento do contorno de grão devido a ranhuras térmicas) [23].

EXERCÍCIOS

1 — Classificar as reações invariantes do diagrama de fases ferro-cementita (Fig. 1.10), que ocorrem a:
   a) 727°C
   b) 1148°C
   c) 1495°C

2 — Para um aço com 0,25%C, calcular as frações volumétricas das fases presentes a:
   a) 1600°C
   b) 1496°C
   c) 1494°C
   d) 1000°C
   e) 750°C
   f) 726°C (considerando a formação de ferrita livre + perlita)
   g) 726°C (considerando a formação de ferrita total + cementita)
   h) Na temperatura ambiente (considerando a formação de ferrita livre + perlita)
   i) Qual é a composição da perlita na temperatura ambiente?

3 — Para um aço com 1%C, calcular as frações volumétricas das fases presentes a:
a) 1500°C
b) 1400°C
c) 1100°C
d) 750°C
e) 726°C (considerando cementita livre + perlita)
f) 726°C (considerando ferrita + cementita total)
g) Na temperatura ambiente (considerando perlita + cementita livre).

4 — Analise as micrografias da Fig. 1.15 e estime as frações de ferrita e perlita do aço. Com a equação (1.i) calcule o teor de carbono do mesmo e compare com o valor fornecido pela mesma figura.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

[1] AMERICAN SOCIETY FOR METALS, *Metals Handbook*, 8 ed., Metals Park, 1973, vol. 8, p. 275-276.

[2] VAN VLACK, L. H., *Princípio de Ciência e Tecnologia dos Materiais*. Rio de Janeiro, Campus, 1984, p. 95.

[3] HUME-ROTHERY, W., *Estrutura das Ligas de Ferro. Introdução elementar*. Edgard Blücher Ltda. São Paulo, 1968, p. 16.

[4] VAN VLACK, L. H., *Princípio de Ciência e Tecnologia dos Materiais*. Rio de Janeiro, Campus, 1984, p. 96.

[5] HUME-ROTHERY, W., *Estrutura das Ligas de Ferro. Introdução elementar*. Edgard Blücher Ltda., São Paulo, 1968, p. 18.

[6] VAN VLACK, L. H., *Princípio de Ciência e Tecnologia dos Materiais*. Rio de Janeiro, Campus, 1984, p. 95.

[7] VAN VLACK, L. H., *Princípio de Ciências dos Materiais*. Edgard Blücher Ltda., São Paulo, 1970, p. 84.

[8] HUME-ROTHERY, W., *Estrutura das Ligas de Ferro. Introdução elementar*. Edgard Blücher Ltda., São Paulo, 1968, p. 55.

[9] HONEYCOMBE, R. W. R., *Steels. Microstructure and Properties*. Edward Arnold Ltd., London, 1981, p. 3.

[10] HUME-ROTHERY, W., *Estrutura das Ligas de Ferro. Introdução elementar*. Edgard Blücher Ltda., São Paulo, 1968, p. 19.

[11] HANDBOOK OF CHEMISTRY AND PHYSICS. 58 ed., CRC Press, USA, 1977-1978, p. F-215.

[12] AMERICAN SOCIETY FOR METALS, *Heat Treater's Guide*, Metals Park, 1982, p. 5.

[13] Mc LELLAN, R. B., *Intersticial Solid Solution of Iron*. In: *Chemical Metallurgy of Iron and Steel*, The Iron and Steel Institute, England, 1973, p. 337.

[14] CHIAVERINI, V., *Aços e Ferros Fundidos*, 4ª ed., Associação Brasileira de Metais, São Paulo, 1979, p. 23.

[15] HUME-ROTHERY, W., *Estrutura das Ligas de Ferro. Introdução elementar*. Edgard Blücher Ltda., São Paulo, 1968, p. 91.

[16] HONEYCOMBE, R. W. R., *Steels. Microstructure and properties*. Edward Arnold Ltd., London, 1981, p. 29.

[17] CHIAVERINI, V., *Aços e Ferros Fundidos*, 4ª ed., Associação Brasileira de Metais, São Paulo, 1979, p. 34.

[18] GORDON, P., *The Nature and Importance of Phase Diagrams*. McGraw-Hill, USA, p. 162, 178, 183.

[19] VAN VLACK, L. H., *Princípio de Ciência dos Materiais*. Ed. Edgard Blücher, São Paulo, 1970, p. 82.

[20] MEI, P. R., *"Efeito de Adições de Nióbio no Crescimento do Grão Austenítico"*. Parte I. Anais do 40º Congresso Anual da ABM, julho de 1985, Rio de Janeiro, RJ, vol. COMFIT, p. 199.

[21] VAN VLACK, L. H., *Princípio de Ciência e Tecnologia dos Materiais*. Rio de Janeiro, Campus, 1984, p. 360.

[22] MEI, P. R., *"Effect of Niobium Additions on the Structure and Properties of Medium Carbon Steels"*. CPGS Dissertation, Univ. of Cambridge, England, June 1981, p. 57.

[23] MEI, P. R., *"Effect of Niobium Additions on the Structure and Properties of Medium Carbon Steels"*. CPGS Dissertation, Univ. of Cambridge, England, June 1981, p. 49.

CAPÍTULO 2

DECOMPOSIÇÃO DA AUSTENITA E CURVAS TTT

Um aço resfriado muito lentamente a partir do campo austenítico apresentará, à temperatura ambiente, uma ou mais das fases ferrita, perlita e cementita, dependendo de seu teor de carbono. Porém, se o resfriamento do aço a partir da região austenítica for muito rápido (por exemplo, resfriando-se diretamente em água),aparecerão outros constituintes metaestáveis, como a bainita e a martensita, que não são previstos no diagrama de fases ferro-cementita.

Para se acompanhar a formação desses constituintes utiliza-se curvas TTT (temperatura, tempo e transformação), as quais serão estudadas posteriormente. Antes de se passar à utilização dos diagramas TTT, entretanto, é necessário caracterizar melhor as fases que neles aparecem.

A transformação da austenita em outro constituinte pode ocorrer por difusão, cisalhamento ou uma mistura dos dois mecanismos [1], conforme pode ser observado na Fig. 2.1.

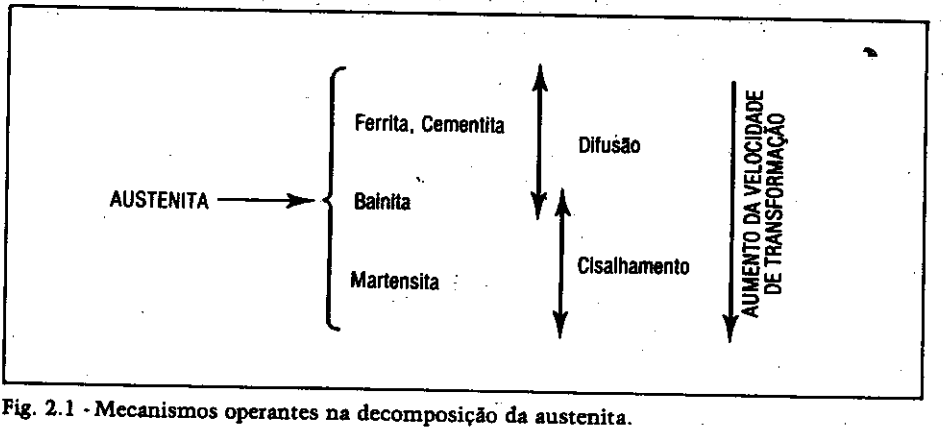
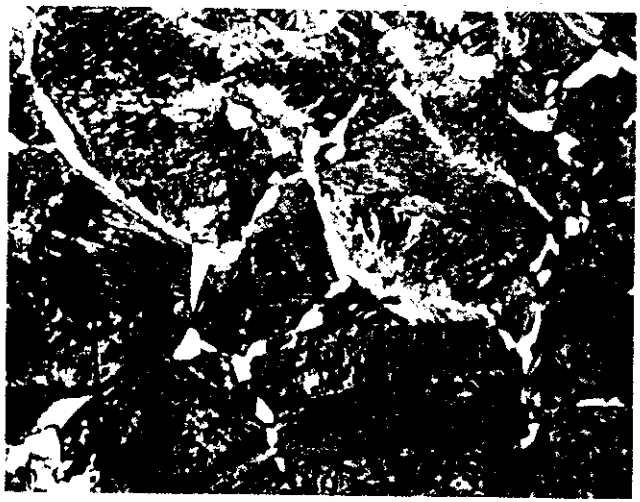


Fig. 2.1 - Mecanismos operantes na decomposição da austenita.

O processo de difusão é lento, envolvendo a movimentação e rearranjo dos átomos para formar uma nova fase, enquanto que o processo de cisalhamento é praticamente instantâneo, envolvendo apenas a deformação da rede cristalina. A primeira parte deste capítulo é dedicada à análise da formação de cada constituinte.

2.1 - FERRITA

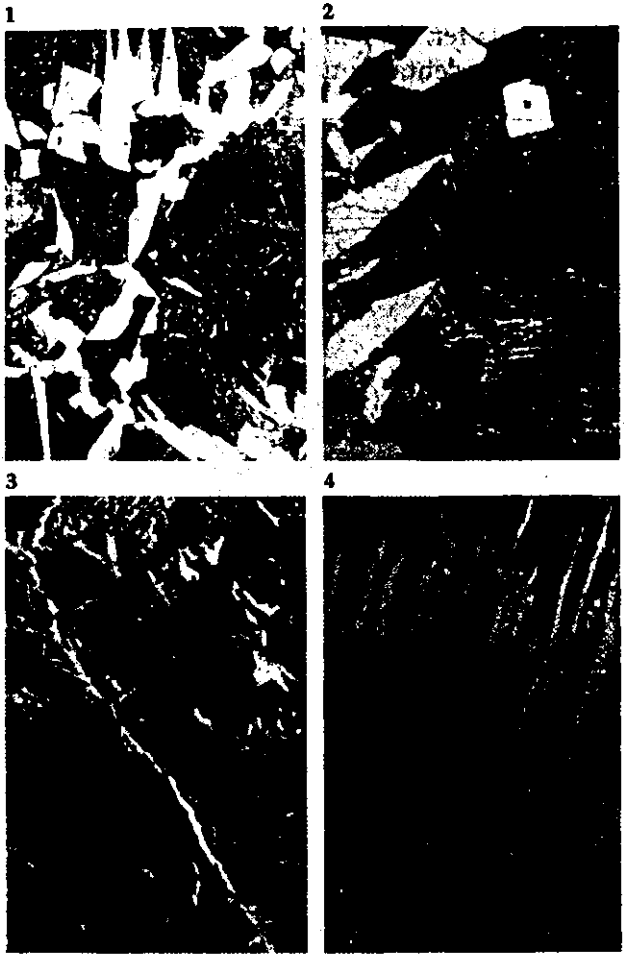
Forma-se por difusão, nucleando preferencialmente nos contornos de grão da austenita. Com o aumento da taxa de resfriamento a ferrita passa a nuclear também no interior do grão austenítico (Figs. 2.2 e 2.3), formando a ferrita de Widmanstätten intragranular.



A ferrita nucleia preferencialmente no contorno de grão austenítico.
Ferrita + martensita

Com o resfriamento lento, os grãos são equiaxiais, sendo a ferrita denominada massiva ou poligonal.
Ferrita + martensita

Fig. 2.2 - Formação da ferrita — I (continua na Fig. 2.3).



Com o aumento da velocidade de resfriamento, começam a aparecer:

1 - Ferrita de Widmanstätten de contorno de grão.

2 - Ferrita idiomorfa (equiaxial no interior do grão).
Ferrita + martensita

3 - Ferrita de Widmanstätten intragranular (Interior do grão).

4 - Ferrita de crescimento lateral.

Por fim, para resfriamentos muito rápidos forma-se a ferrita acicular, constituída de ripas de ferrita com cementita entre as ripas.

Fig. 2.3 - Formação da Ferrita — II (continuação da Fig. 2.2).

As diferentes morfologias da ferrita, conforme Dubé [2], Honeycombe [3] e Colpaert [4], são apresentadas na Fig. 2.4.

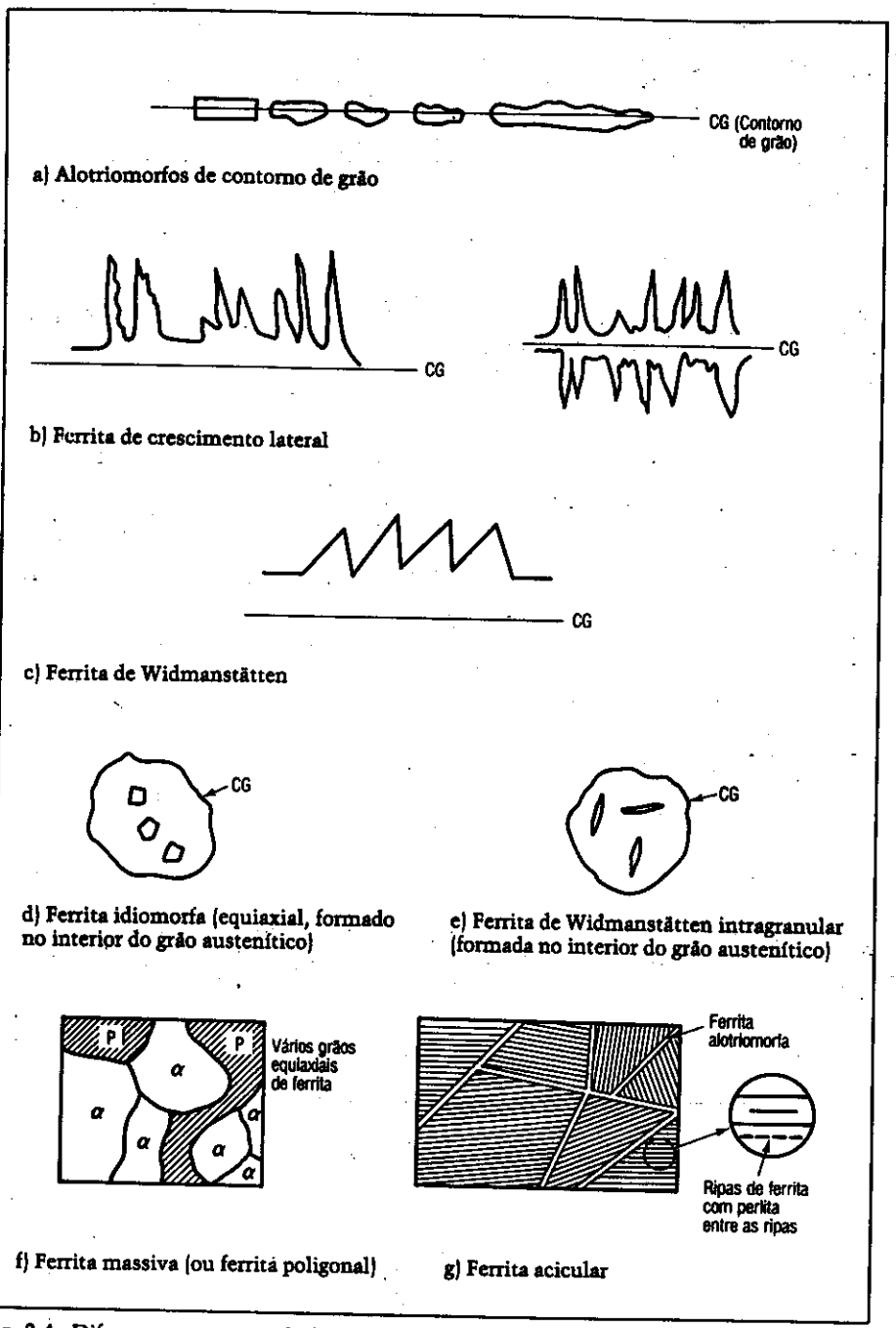


Fig. 2.4 - Diferentes estruturas da ferrita [5].

A ferrita alotriomorfa nucleia em um grão da austenita [3] (γ_1) apresentando com o mesmo a relação de orientação descrita por Kurdjumow-Sachs [6];

$$\{111\}_{\gamma_1} \;//\; \{110\}_{\alpha}$$

$$<110>_{\gamma_1} \;//\; <111>_{\alpha}$$

e cresce em direção a γ_2, com o qual não mantém nenhuma relação de orientação (Fig. 2.5).

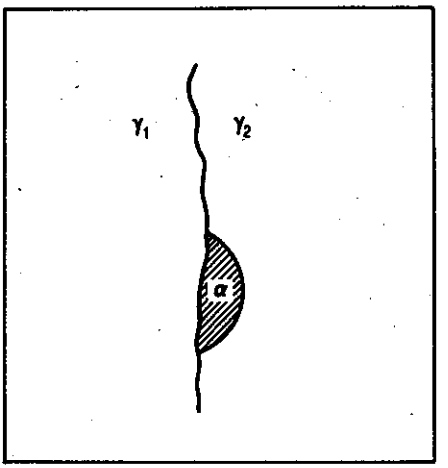


Fig. 2.5 - O alotriomorfo de ferrita (α) nucleia no grão de austenita γ_1, com o qual mantém uma relação definida de orientação, e cresce em direção a γ_2, com o qual sua orientação cristalina é aleatória.

À medida que a velocidade de resfriamento vai aumentando, a interface α/γ amplia o seu grau de coerência (Fig. 2.6), formando a estrutura de Widmanstätten.

A formação da ferrita é um processo difusional, onde ocorre a nucleação e o crescimento. O crescimento obedece a lei de Zener [8], logo:

$$D = \alpha \sqrt{t}$$

onde

D = espessura do alotriomorfo ferrítico
α = constante de proporcionalidade
t = tempo

A constante α é função da temperatura de transformação (Figs. 2.7 e 2.8) e dos elementos de liga contidos no aço.

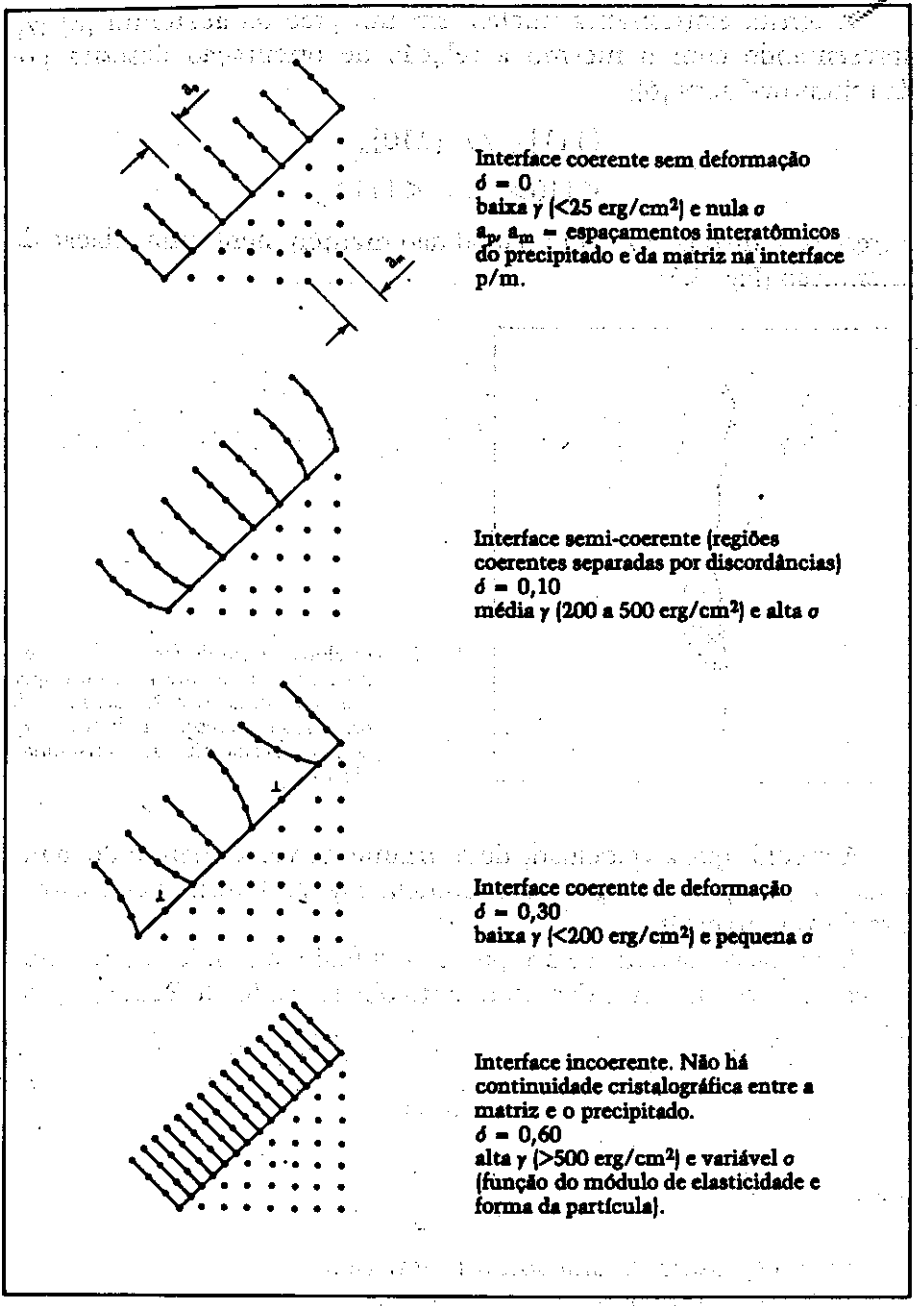


Fig. 2.6 - Relações de crescimento entre a matriz e a nova fase [7]
γ = energia interfacial
σ = energia de deformação

$$\delta = \left[\frac{a_p - a_m}{a_m}\right] = \text{interferência (mismatch)}$$

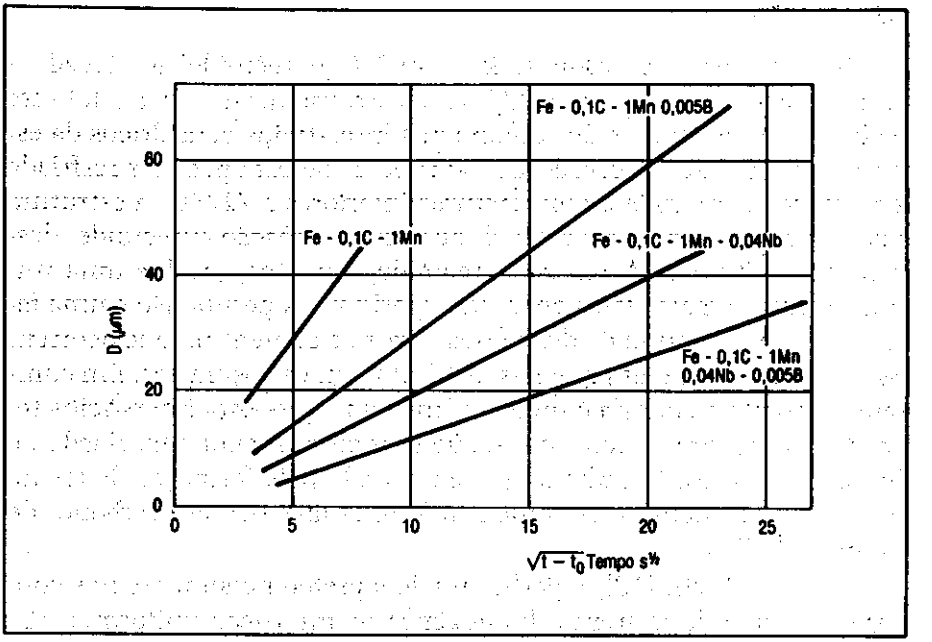


Fig. 2.7 - Crescimento da partícula de ferrita em função do tempo, para tratamento isotérmico a 750°C (t_0 = tempo de incubação) [9].

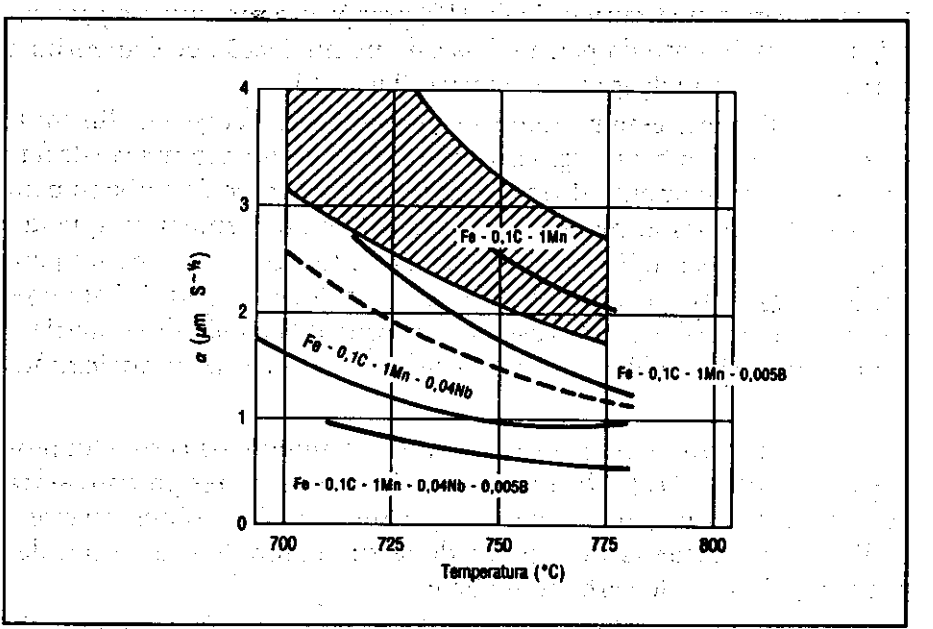


Fig. 2.8 - Variação do coeficiente α com a temperatura de decomposição [9].

$$D = \alpha \sqrt{t - t_0}$$

Curva pontilhada — determinada a partir do modelo de Zener [8].
Região hachurada — resultados experimentais de Aaronson.

2.2 - PERLITA

Se uma peça de composição Fe-0,77C (eutectóide) for levada a uma temperatura maior que 727°C, a estrutura austenítica (cfc) será estável, com os átomos de carbono nos interstícios octaédricos da estrutura, conforme observado no capítulo 1. Se esta peça for resfriada lentamente e mantida a temperaturas inferiores a 727°C, a estrutura austenítica não será mais estável, ocorrendo a reação eutectóide, descrita no capítulo 1. A reação eutectóide, em aços, produz uma microestrutura característica chamada "perlita". A perlita não é uma fase, e sim uma mistura de duas fases, ferrita e cementita, que ocorrem sob a forma de lamelas paralelas. A ferrita tem estrutura ccc. Em comparação com a austenita é menos compacta, apresenta interstícios tetraédricos menores e tem, conseqüentemente, menor capacidade de dissolver carbono. O carbono que é rejeitado pela formação da ferrita dá origem à cementita. A cementita é uma fase rica em carbono, de composição Fe_3C.

Segundo Mehl [10], a perlita nucleia preferencialmente nos contornos de grão de austenita homogênea (composição uniforme). Porém, quando a austenita apresenta gradientes de concentração de carbono ou partículas dispersas, a nucleação da perlita ocorre também no interior do grão austenítico. Mehl [10] propôs um mecanismo para explicar o crescimento da perlita, baseado na nucleação de cementita a partir do contorno de grão austenítico (Fig. 2.9).

À medida que essa partícula de cementita crescesse, ela diminuiria o teor de carbono das regiões vizinhas até ocorrer a formação de ferrita. Com o crescimento da ferrita haveria segregação de carbono para a austenita, até ser atingido o nível de carbono da cementita, quando esta então nuclearia. E assim sucessivamente, com crescimento para a frente (edgeway growth) e para os lados (sideway growth). Este processo de nucleação de uma fase no contorno de grão de uma matriz é conhecido como nucleação "simpatética" (sympathetic nucleation) [11].

Uma outra hipótese para explicar o crescimento da perlita foi proposta por Hillert [12]. No mecanismo proposto, o crescimento seria por ramificações da perlita (Fig. 2.10). Hillert também observou que a perlita era nucleada tanto a partir da ferrita como da cementita, dependendo do teor de carbono do aço.

Posteriormente, Honeycombe [3] observou que o crescimento da perlita ocorria tanto por ramificações como por crescimento lateral, e que os nódulos perlíticos eram nucleados a partir da ferrita ou da cementita.

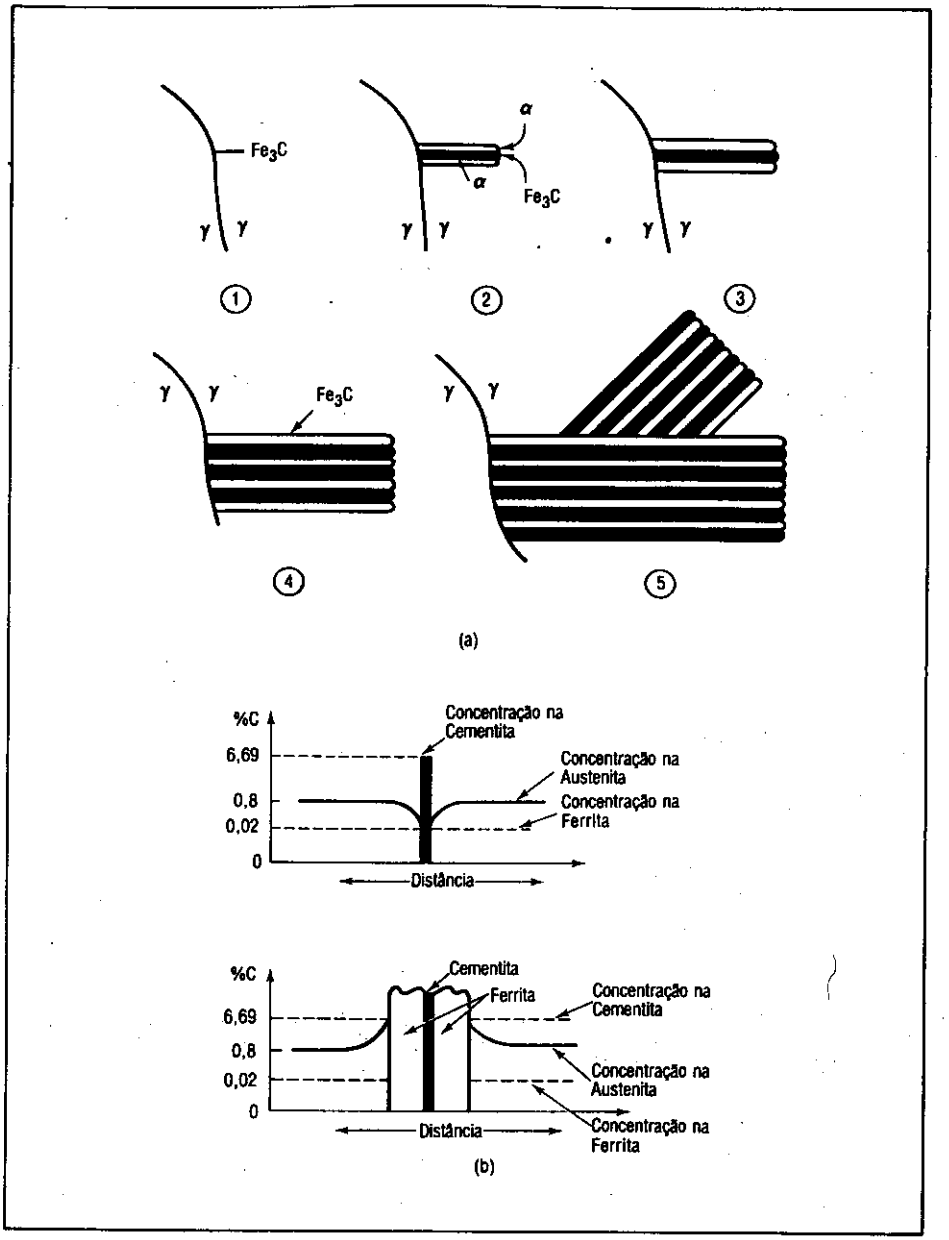


Fig. 2.9 - Nucleação e crescimento da perlita segundo Mehl [10]

a)

1 — núcleo inicial de cementita

2 — nucleação de lamelas de ferrita ao lado da cementita

3 — crescimento lateral (sideway) e para a frente (edgeway) da colônia

4 — novo núcleo de cementita formado com orientação diferente dos anteriores

5 — crescimento da nova colônia.

b) Perfil de concentração na austenita na vizinhança de lamelas de cementita e ferrita, o que favorece aparecimento de lamelas alternadas das duas fases.

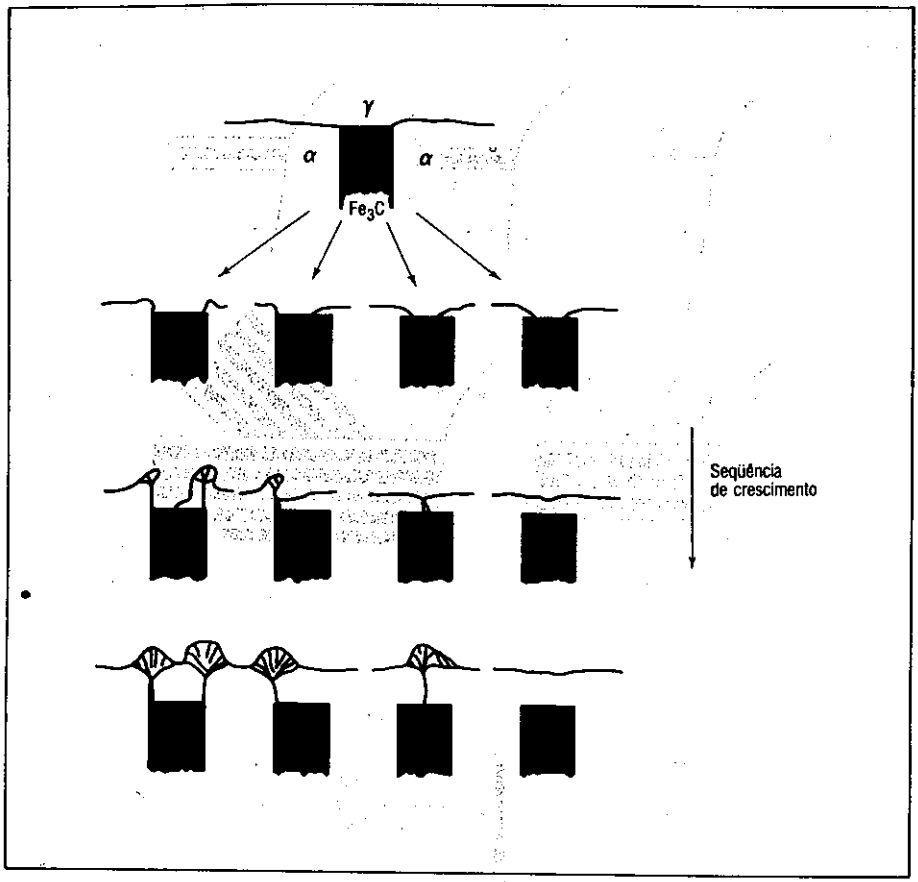


Fig. 2.10 - Crescimento da perlita por ramificações laterais [12].

Em 1973, Dippenaar e Honeycombe [13] fizeram uma revisão sobre a nucleação da perlita e suas principais conclusões foram:

a) Existiriam dois tipos distintos de relações de orientação entre a ferrita e a cementita nos nódulos de perlita:

— Relações de Pitsch-Petch [14-16]

$[100]_c$ 2,6° a partir de $[13\bar{1}]_\alpha$

$[010]_c$ 2,6° a partir de $[113]_\alpha$

$(001)_c$ // $(52\bar{1})_\alpha$

— Relações de Bagaryatski [17]

$(100)_c$ // $(0\bar{1}1)_\alpha$

$(010)_c$ // $(1\bar{1}\bar{1})_\alpha$

$(001)_c$ // $(211)_\alpha$

b) A relação de orientação Pitsch-Petch ocorreria em colônias nucleadas em contorno de grão austenítico sem a presença de outras partículas. Tanto a cementita como a ferrita da perlita teriam orientação relacionada com o grão de austenita adjacente, onde a colônia não estaria crescendo (γ_1 da Fig. 2.11).
Essa relação é próxima à de Kurdjumov-Sachs, sendo freqüentemente encontrada entre fases cúbicas de corpo centrado e face centrada:

$$\{111\}_\gamma \;//\; \{110\}_\alpha$$
$$\langle 110\rangle_\gamma \;//\; \langle 111\rangle_\alpha$$

Por outro lado, a ferrita da perlita não apresentaria nenhuma relação de orientação com o grão austenítico, no qual ela estaria crescendo (γ_2 da Fig. 2.11).
A cementita perlítica relacionar-se-ía cristalograficamente com γ_1 segundo a orientação de Pitsch, com desvios menores que 5°:

$$(100)_c \;//\; [1\bar{1}1]_\gamma$$
$$(010)_c \;//\; [110]_\gamma$$
$$(001)_c \;//\; [\bar{1}12]_\gamma$$

Analogamente à ferrita, a cementita perlítica não se relacionaria cristalograficamente com γ_2 (Fig. 2.11).

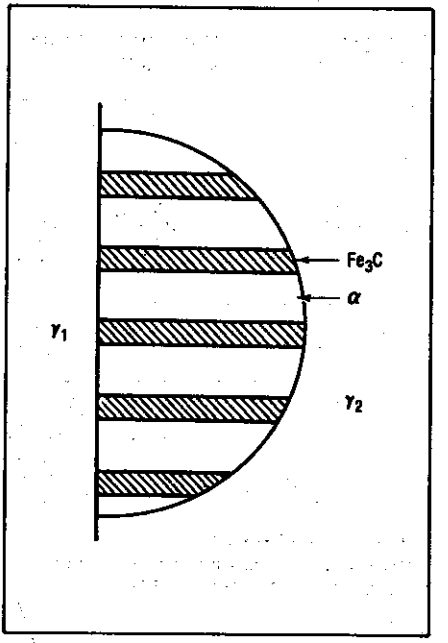


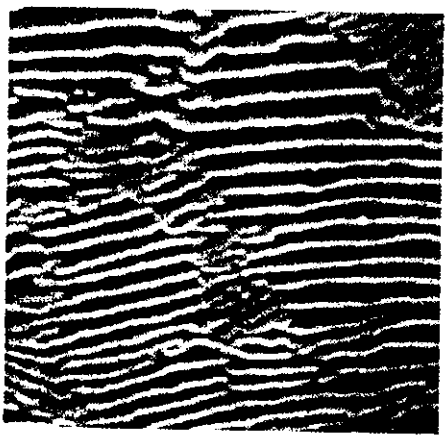
Fig. 2.11 - Diagrama esquemático da formação de uma colônia de perlita nucleada a partir de um contorno de grão austenítico (γ_1) e crescendo em direção a um outro grão austenítico (γ_2) [13].

c) A relação de orientação da Bagaryatski ocorreria entre a ferrita e a cementita da perlita, quando fossem formadas camadas de cementita proeutetóide no contorno de grão austenítico com posterior nucleação das colônias de perlita a partir destas camadas.

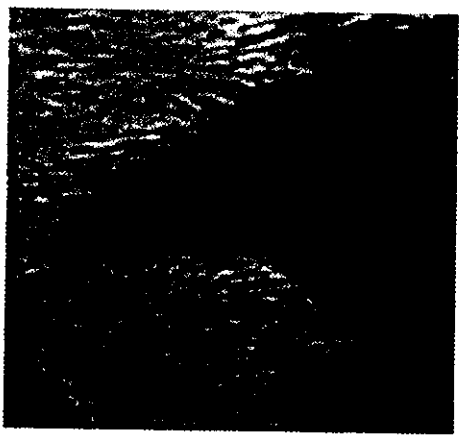
Neste caso a ferrita perlítica não apresentaria relação de orientação com γ_1 e γ_2. Por outro lado a cementita perlítica apresentaria a mesma orientação que a cementita proeutetóide, que gerasse a sua nucleação. As cementitas apresentariam a relação de Pitsch com γ_1, porém não apresentariam nenhuma relação de orientação com γ_2.

Formação de perlita no contorno de grão austenítico (100 X, NITAL)

Nódulo perlítico formado no interior do grão austenítico (NITAL, 5000 X, MEV)



Várias colônias perlíticas com orientações diferentes. Nota-se as lamelas de ferrita e perlita (5000 X, MEV, NITAL)



Interface Perlita/Austenita. Transformado parcialmente a 670°C por 10 minutos (NITAL, 4000 X, MEV)

Fig. 2.12 - Formação de perlita em aco 0,8C - 1Mn [18].

Na fig. 2.12 observa-se o crescimento de nódulos de perlita com o auxílio do microscópio eletrônico de varredura (MEV).

Brandt [19] foi um dos primeiros a estudar a velocidade de crescimento da perlita, porém sua equação apresentava taxas de crescimento da perlita menores que as observadas experimentalmente.

Zener [20] modificou esta teoria, levando em conta a perda da força motriz de reação devido à criação de interfaces entre as duas fases da perlita. Segundo Zener [20], o crescimento isotérmico da perlita, com equilíbrio local e difusão de carbono pela austenita (difusão por volume) seria expresso por (Fig. 2.13):

$$V = \frac{(C_2 - C_0)}{(C_2 - C_1)} \cdot \frac{D}{\alpha S_0}$$

V = velocidade de avanço da interface perlita/γ
C_0 = concentração do carbono na austenita, numa região distante da interface γ/perlita
C_2 = concentração do carbono na austenita da interface perlita/γ
C_1 = concentração do carbono na ferrita ou cementita na interface perlita/γ
D = coeficiente de difusão do carbono
α = fator de proporcionalidade
S_0 = espaçamento interlamelar (soma da largura de uma lamela de ferrita e uma de cementita).

Zener [20] também calculou o espaçamento interlamelar encontrando:

$$S_0 = \frac{2\, T_E\, \sigma^{\gamma/P}}{\Delta H_v\, \Delta T}$$

onde:

$\sigma^{\gamma/P}$ = energia interfacial entre a austenita e a perlita
T_E = temperatura eutetóide
ΔT = super-resfriamento ($T_E - T$), onde T é a temperatura da reação
ΔH_v = variação da entalpia, por unidade de volume, da transformação austenita — perlita
S_0 = espaçamento interlamelar.

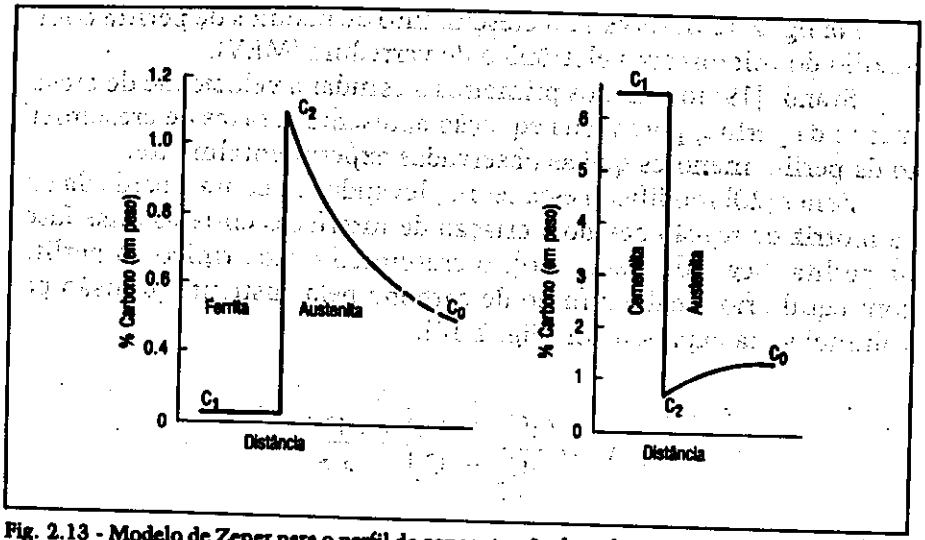
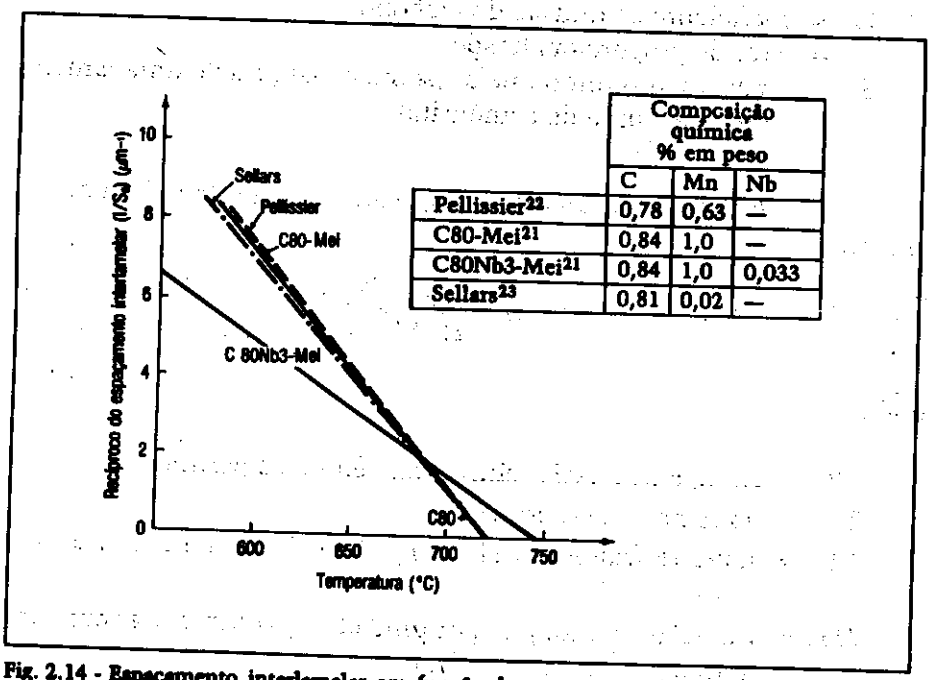


Fig. 2.13 - Modelo de Zener para o perfil da concentração de carbono na ferrita e na cementita, durante o crescimento da perlita.

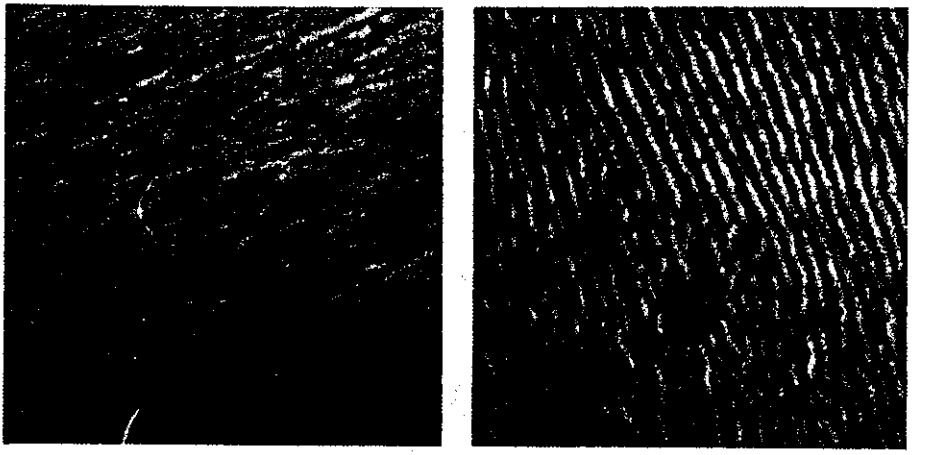
$$\Delta G = C_2 - C_0 \text{ [20]}$$

A relação linear entre o espaçamento interlamelar (S_0) e o recíproco do super-resfriamento foi observado na prática por vários autores (Figs. 2.14 e 2.15).



	Composição química % em peso		
	C	Mn	Nb
Pellissier[22]	0,78	0,63	—
C80-Mei[21]	0,84	1,0	—
C80Nb3-Mei[21]	0,84	1,0	0,033
Sellars[23]	0,81	0,02	—

Fig. 2.14 - Espaçamento interlamelar em função da temperatura de transformação de aços 0,8%C, com e sem adição de nióbio [21].



625°C — 200 s
NITAL — MEV, 5000 X

670°C — 2 horas
NITAL — MEV, 5000 X

Fig. 2.15 - Variação do espaçamento interlamelar com a temperatura de formação da perlita. Aço 0,8C - 1Mn - 0,03Nb.

Posteriormente, as equações de Zener foram aprimoradas por Hillert [24]. Turnbull [25] propôs uma teoria para o crescimento dos eutetóides baseada na difusão por interface (difusão superficial). Posteriormente Shapiro [26] deu um tratamento mais rigoroso para essa teoria. Supondo equilíbrio local e eutetóide simétrico (Fig. 2.16), Shapiro [26] chegou à seguinte expressão:

$$\hat{v} = \frac{24\, b\, D_B}{S_0^2} \left(\frac{X_0^{\gamma\alpha} - X_0^{\gamma\beta}}{\frac{1}{2} - a} \right) \left(\frac{1 + 2\sigma^{\alpha\beta} V}{\Delta F_0\, S_0} \right)$$

onde:

$\hat{v}$	=	velocidade de crescimento
D_B	=	coeficiente de difusão médio na interface
b	=	espessura da interface
S_0	=	espaçamento interlamelar
$X_0^{\gamma\alpha}$, $X_0^{\gamma\beta}$	=	composição da austenita extrapolada a partir do diagrama de fase
a	=	composição da fase α em equilíbrio
$\sigma^{\alpha\beta}$	=	tensão superficial interlamelar
V	=	volume molar
ΔF_0	=	é o total de energia livre disponível para a reação.

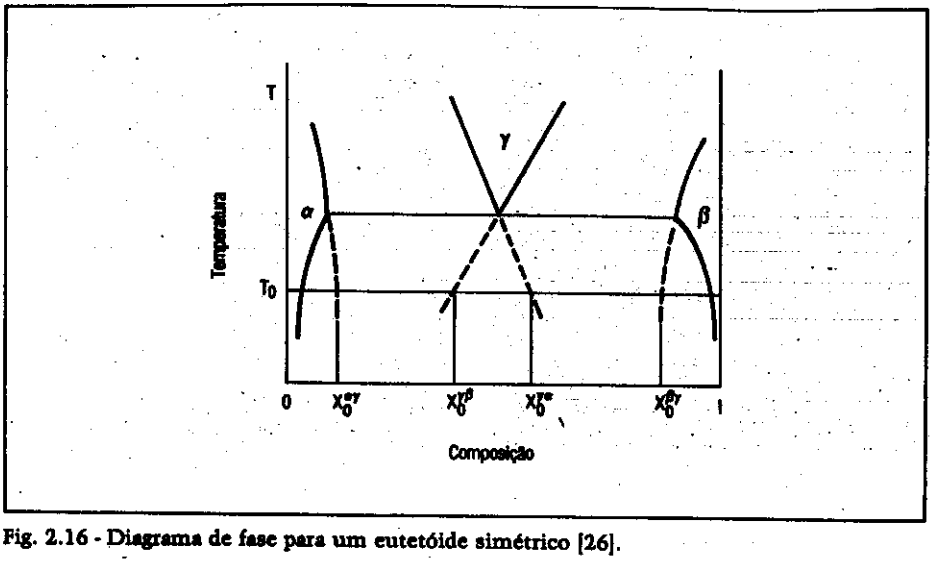


Fig. 2.16 - Diagrama de fase para um eutetóide simétrico [26].

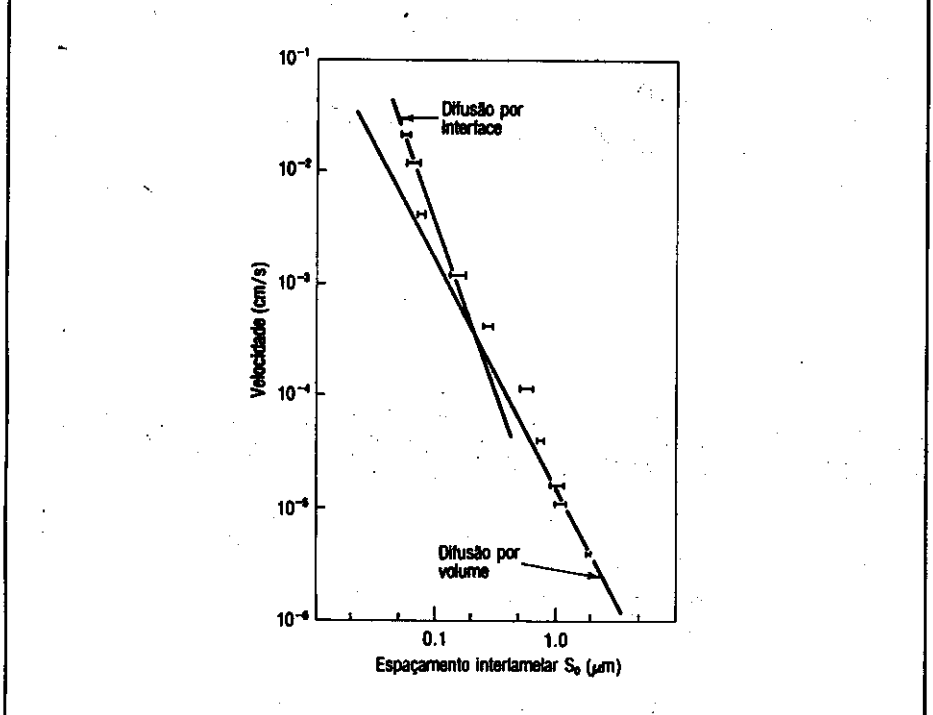


Fig. 2.17 - Variação do espaçamento interlamelar com a velocidade de crescimento da perlita, obtido a partir de dados experimentais (⊢⊣) e das leis teóricas de Zener (difusão volumétrica) e Turnbull (difusão interfacial) [27].

Em 1970, Bolling [27] comparou seus resultados, obtidos experimentalmente, de velocidade de crescimento da perlita versus espaçamento interlamelar, com as curvas teóricas de Zener [20] e as de Turnbull [25] (Fig. 2.17). Observa-se que é difícil definir qual o mecanismo que controla a difusão do carbono: se o de difusão volumétrica (proposto por Zener [20]) ou o de difusão por interface (proposto por Turnbull [25]). Deve-se observar que as experiências de Bolling [27] foram anisotérmicas, e que as leis de Zener [20] e Turnbull [25] foram desenvolvidas para processos isotérmicos.

Bolling [27] encontrou a seguinte relação entre velocidade de crescimento e o espaçamento interlamelar da perlita:

$$V^{0,41 \pm 0,02} \cdot S_0 = \text{constante}$$

Em 1973, Hillert [28] num trabalho de revisão sobre a formação da perlita concluiu que ainda não era possível de se decidir com os dados experimentais e teóricos disponíveis até aquela data, qual o mecanismo de difusão do carbono (volumétrico ou interfacial) que comandava a formação da perlita.

2.3 - CURVAS ITT

A formação da ferrita e da perlita são processos difusionais onde ocorre nucleação e crescimento. Se resfriarmos bruscamente uma amostra de um aço eutetóide desde 1000°C (região austenítica) até uma temperatura T_1 abaixo de 727°C, haverá a formação da perlita. Obviamente essa transformação não será instantânea, pois como o processo é difusional haverá um tempo de incubação para os átomos se rearranjarem e formarem os primeiros núcleos de perlita (região "**a**" da Fig. 2.18). Após o aparecimento dos núcleos, estes começarão a crescer e a austenita vai se transformando em perlita rapidamente (região "**b**" da Fig. 2.18). Finalmente os nódulos de perlita se tocam e esse impedimento físico faz com que a transformação ocorra mais lentamente em sua forma final (região "**c**" da Fig. 2.18).

Tomando-se outra amostra do aço eutetóide e transformando-a em uma outra temperatura T_2, abaixo de 727°C, haverá uma nova curva de fração volumétrica transformada versus tempo, e assim sucessivamente para várias temperaturas.

Unindo-se os tempos de início de transformação para as várias temperaturas teremos uma curva em "C", de início de formação da perlita. O mesmo ocorre quando se une os tempos de fim de transformação. A curva obtida é chamada ITT (isothermal time transformation), ou seja, transformação isotérmica.

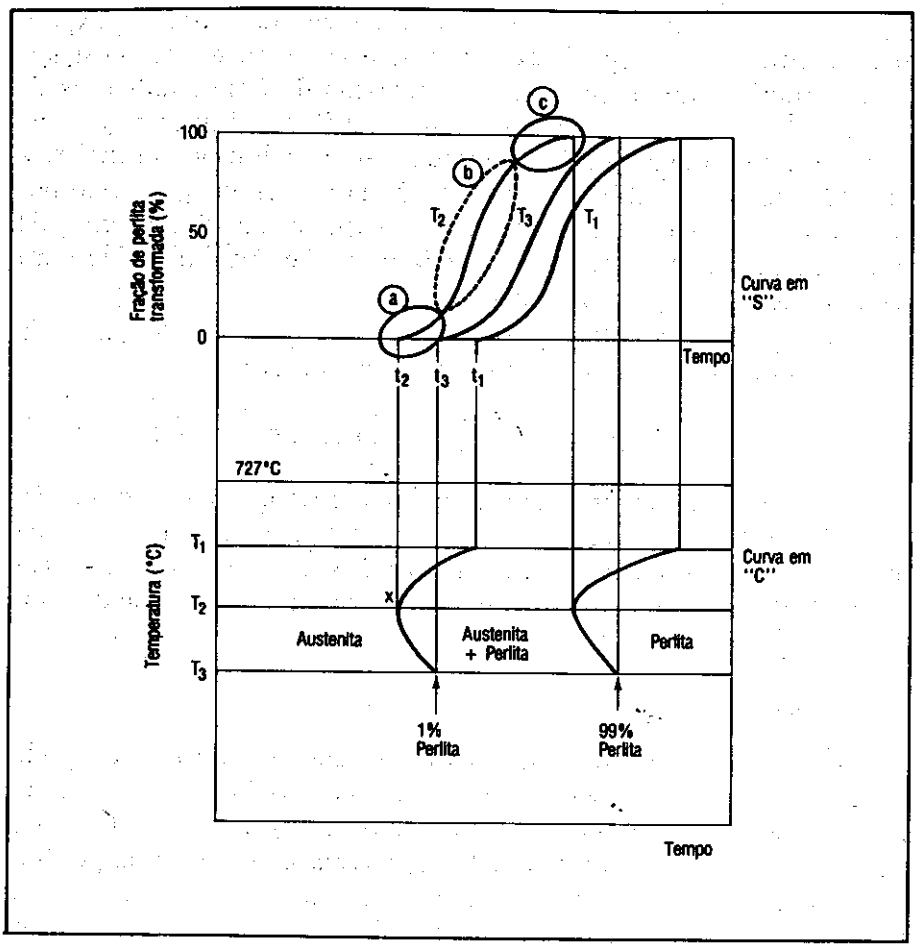


Fig. 2.18 - Cinética de formação da perlita
Curva em "S". t_1 é o tempo de incubação para que a reação $\gamma \rightarrow$ perlita comece a ocorrer na temperatura T_1.
Regiões a , b e c explicadas no texto.
Curva em "C". Corresponde a transformação isotérmica da austenita.
X — "nariz" da curva.

Observando a curva ITT da Fig. 2.18, nota-se que com o abaixamento da temperatura de transformação o tempo de incubação diminui, chegando a um valor mínimo no "nariz" da curva. A partir deste ponto, se a temperatura for abaixada, o tempo de incubação volta a aumentar. Isto é devido a dois fatores com efeito antagônicos na cinética de transformação. Com o abaixamento da temperatura, a partir de 727°C, haverá um aumento da supersaturação ΔT $(727 - T_{transf.})$ que é a força motriz da decomposição da austenita, e a reação começará a ocorrer mais rapidamente. Porém como o processo ocorre por difusão, ao se abaixar a temperatura da transformação, vai ficando mais difícil

ocorrer a movimentação dos átomos para formar a nova fase, e o processo fica mais lento. De forma simplificada pode-se dizer que entre a temperatura eutetóide (727°C) e o nariz da curva (x), o efeito dominante é o de supersaturação; abaixo do "nariz" da curva o efeito dominante é o da difusão.

Em um diagrama ITT completo de um aço eutetóide (Fig. 2.19), observa-se constituintes não previstos pelo diagrama de fases Fe-Fe_3C, que são a bainita e a martensita. Estes constituintes serão analisados a seguir.

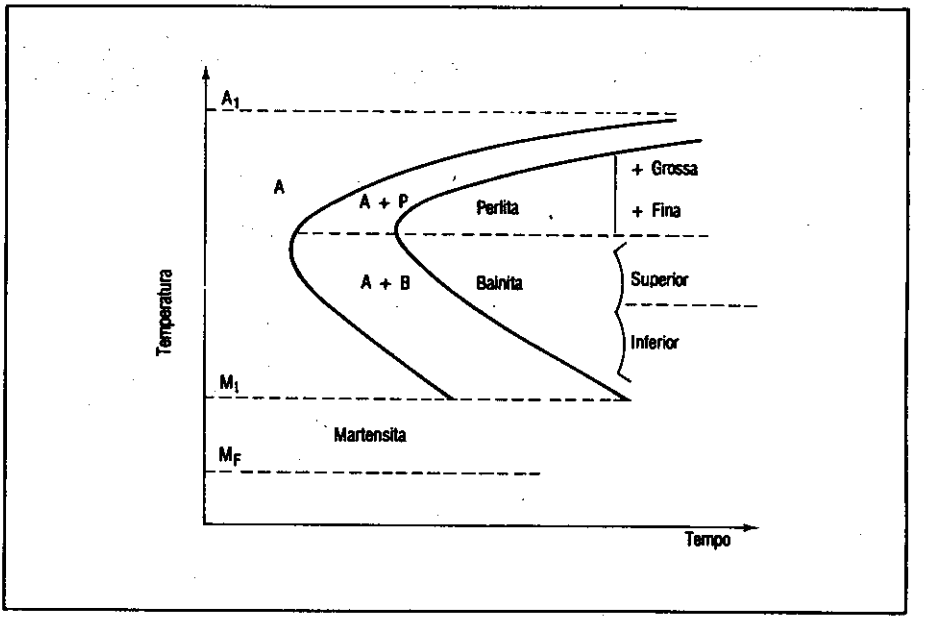


Fig. 2.19 - Representação esquemática da curva ITT de um aço eutetóide (C ≅ 0,8%).

2.4 - BAINITA

Quando um aço carbono é resfriado rapidamente para temperaturas abaixo do nariz da curva ITT e mantido nessa temperatura, ocorre a formação de uma estrutura denominada bainita, identificada primeiramente por Edgar Bain [29].

A bainita é classificada de superior ou inferior de acordo com a temperatura na qual é formada.

A bainita superior é formada por finas (0,5μm de largura) ripas (laths) de ferrita com cementita precipitada no contorno das ripas. Em aços com baixo carbono a cementita ocorre na forma isolada ou em fileiras descontínuas ao longo do contorno das ripas, e em aços com alto carbono, essas fileiras podem tornar-se contínuas (Fig. 2.20).

Na bainita superior as relações de orientação entre a ferrita e a cementita são variáveis, entre a ferrita e a austenita é a de Kurdjumov-Sachs [6], e entre a cementita e a austenita é a de Pitsch [16].

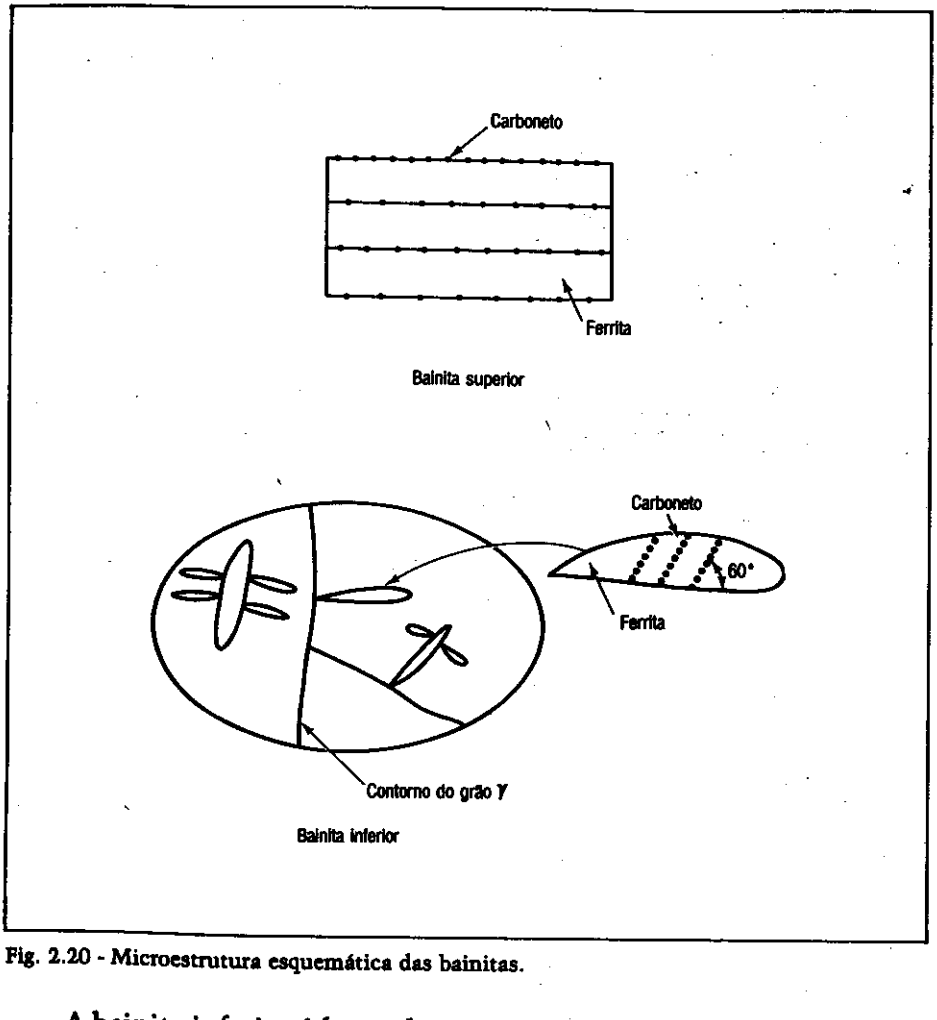


Fig. 2.20 - Microestrutura esquemática das bainitas.

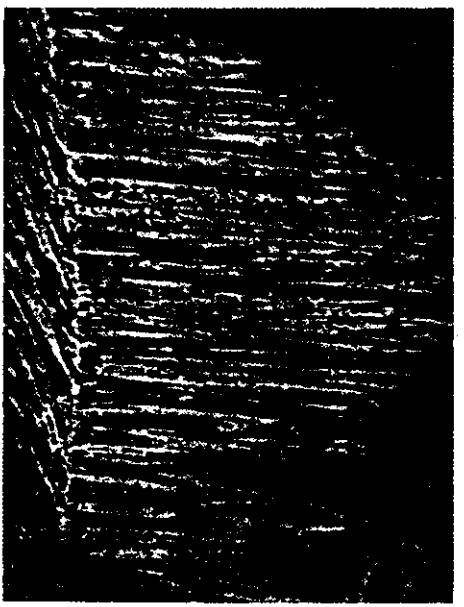
A bainita inferior é formada em regiões próximas à da martensita, apresentando-se na forma lenticular (ou de agulhas), parecida com a martensita. Essas agulhas nucleiam no contorno e no interior do grão austenítico, com agulhas secundárias formadas a partir das agulhas primárias. Essas agulhas de ferrita têm 0,5μm de largura, com cementita ou carboneto ε ($Fe_{2,4}C$) em seu interior. A formação de cementita (Fe_3C) ou carboneto ε ($Fe_{2,4}C$) depende da temperatura de transformação e da composição do aço. Por exemplo, adições de silício favorecem a formação do carboneto ε.

A cementita apresenta relações de Bagaryatski [17] com a ferrita, e os carbonetos formam fileiras a 60° em relação ao eixo da bainita.

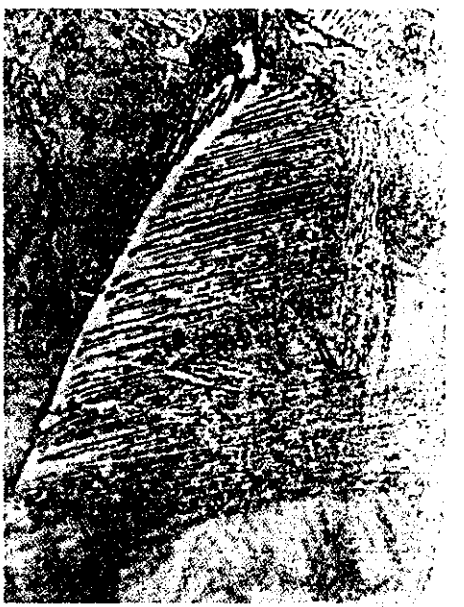
Na Fig. 2.21 são apresentadas algumas microestruturas bainíticas.

Aço 0,8 C - 1 Mn (150 X, NITAL)
Ensaio Jominy

Aço 0,8 C - 1 Mn (150 X, NITAL)
Ensaio Jominy



Aço 0,8 C - 1 Mn. Transformado a 500°C
por 10 minutos
(2000 X, NITAL, MEV)



Aço 0,2 C - 1 Mn.
(600 X, NITAL)
Ensaio Jominy

Fig. 2.21 - Bainita.

Em aços carbono é difícil separar as regiões da bainita e da perlita, porém nos aços ligados essas regiões são bem distintas, e diz-se que a curva ITT apresenta 2 baias (Fig. 2.22).

Nos aços carbono, na região do nariz da curva ITT existe uma transição da perlita para a bainita à medida que a temperatura é abaixada. Nesta região a perlita começa a perder sua geometria lamelar característica e é denominada perlita degenerada (Fig. 2.23).

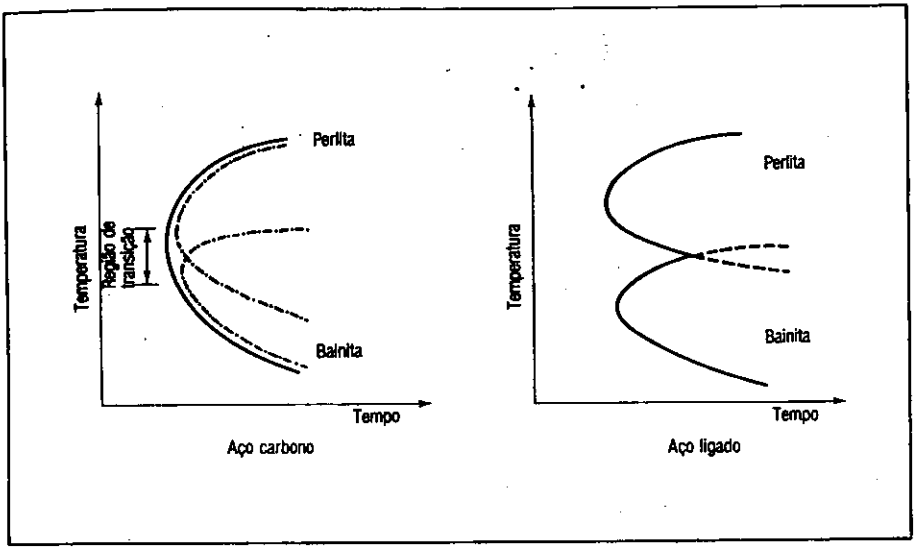


Fig. 2.22 - As curvas ITT para perlita e bainita tendem a separar-se à medida que vão sendo adicionados elementos de liga nos aços.

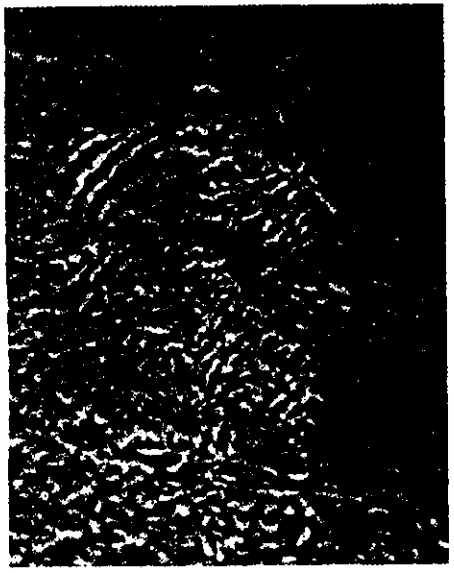


Fig. 2.23 - Perlita "degenerada" obtida com a transformação a 600°C do aço 0,8C - 1,0Mn - 0,03Nb.[30]. (5000X, MEV)

2.5 - MARTENSITA

A martensita é uma fase metaestável que aparece com o resfriamento brusco da austenita, como por exemplo, resfriando-se uma amostra austenitizada em água. Assim,a transformação ocorre por cisalhamento da estrutura, sem difusão [31].

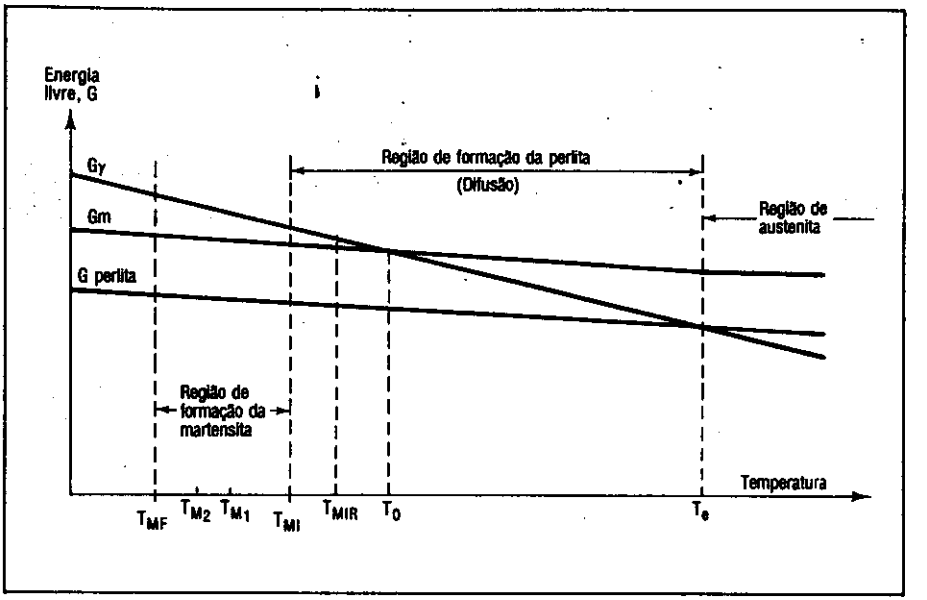


Fig. 2.24 - Aspectos termodinâmicos de formação da martensita [33].

T_{MI} = temperatura de início da formação martensítica
T_{MF} = temperatura de final da formação martensítica
T_{MIR} = temperatura de início da formação martensítica, usando deformação plástica para auxiliar
G_γ = energia livre da austenita
G_m = energia livre da martensita

O aspecto termodinâmico da formação da martensita pode ser entendido observando-se a Fig. 2.24. Para temperaturas menores que T_e a austenita torna-se instável, favorecendo a formação da perlita,que tem menor energia livre total (as reações espontâneas ocorrem para $\Delta G < 0$, ou seja quando se vai atingir um nível de energia livre total menor). Se o abaixamento da temperatura for lento, haverá tempo para difusão e a estrutura formada será perlítica. Porém se o abaixamento da temperatura for brusco, para abaixo de T_0, haverá uma tendência a formar uma fase metaestável (a martensita), mas essa fase só aparecerá realmente se a temperatura for inferior a T_{MI} (temperatura de início de formação da martensita). Isto ocorre porque, sendo a martensita uma fase cuja formação ocorre com deformações, ela precisa de uma quan-

tidade de energia elástica para sua formação (energia elástica é a energia contida, por exemplo, numa região de discordâncias). Em geral T_{MI} é menor que T_0 de 20 a 400°C, dependendo da liga [32]. Pode-se acelerar o aparecimento da martensita (T_{MIR}) usando deformação plástica durante a têmpera. Essa deformação externa fornece energia elástica para facilitar a transformação. Devido ao alto super-resfriamento ($T_{MI} - T_0$) requerido para iniciar a reação, e por ser uma transformação sem difusão, depois que esta se inicia sua velocidade é extremamente alta (o tempo de formação das agulhas é de 10^{-7}s), mesmo para baixas temperaturas (4,2K). Daí se conclui que o processo é atérmico (não necessita de ativação térmica dos átomos para ocorrer, pois próximo ao zero absoluto, 4,2K, a ativação térmica dos átomos é muito baixa). Os núcleos crescem rapidamente em forma de plaquetas e só interrompem seu crescimento quando encontram um contorno de grão de austenita, outra placa de martensita ou algum outro tipo de impedimento. Como energia de deformação é gerada durante o processo, o crescimento numa dada temperatura também é limitado. Assim, se abaixarmos a temperatura (T_{MI} para T_{M2}), o $|\Delta G|$ disponível aumenta, e uma fração deste fica disponível para ser utilizado como energia de novas nucleações. Porém, quando toda essa energia disponível é utilizada, o processo é interrompido e têm-se apenas uma parte da amostra transformada em martensita. Abaixando-se a temperatura, novas regiões de austenita são transformadas em martensita, até que a transformação seja completa (quando se atinge T_{MF}). Se, por outro lado, a temperatura for aumentada, não há reversão da reação para formação de austenita, pois ocorrem reações secundárias, as quais serão estudadas no revenimento (Capítulo 3).

Com o aumento do teor de carbono do aço, diminuem as temperaturas de início (M_I) e fim (M_F) de formação da martensita (Fig. 2.25). Assim, um aço com 0,8%C resfriado bruscamente até a temperatura ambiente apresentará aproximadamente 80% de martensita e 20% de autenita não transformada, denominada de "austenita retida". Em aços ligados o volume de austenita pode ser mais alto a temperatura ambiente. Para que essa austenita se transforme em martensita é necessário abaixar a temperatura da amostra, muitas vezes para temperaturas abaixo de 0°C. Gás carbônico sólido (−75°C) ou nitrogênio líquido (−196°C), são freqüentemente empregados nestes tratamentos denominados tratamentos subzero.

A martensita é uma solução sólida supersaturada de carbono em ferro tetragonal de corpo centrado (tcc), uma forma distorcida do ferro cúbico de corpo centrado (ccc).

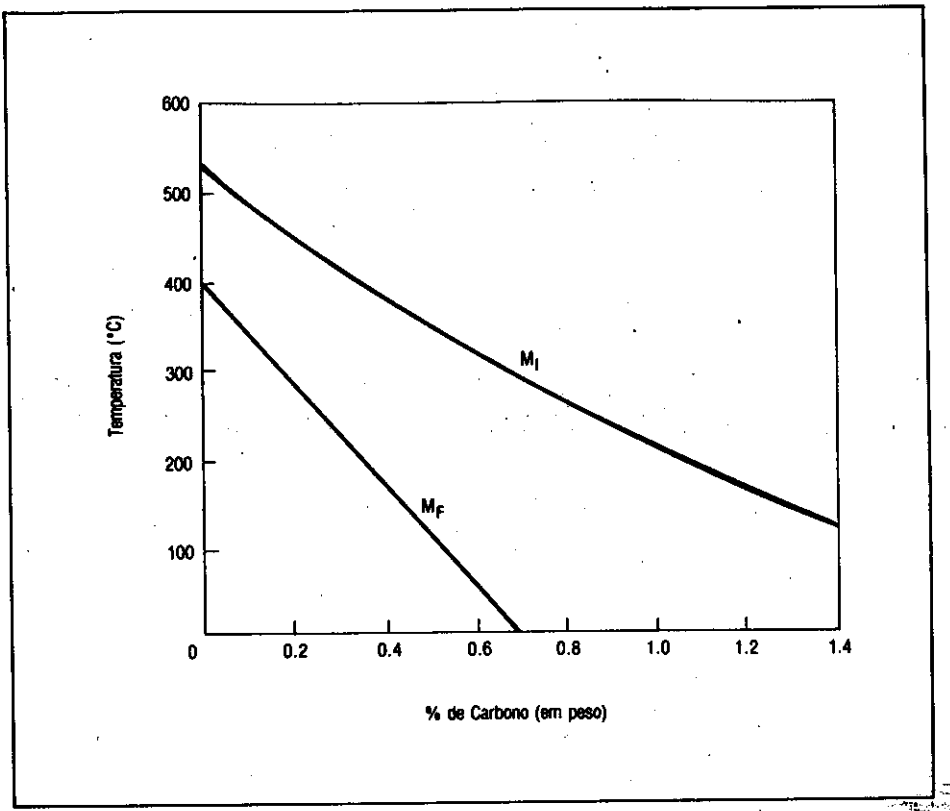


Fig. 2.25 - Efeito do teor de carbono nas temperaturas de início (M_I) e final (M_F) da transformação austenita → martensita [31].

A tetragonalidade, medida pela relação entre os eixos $\frac{c}{a}$ aumenta com o teor de carbono (Figs. 2.26 e 2.27).

$$\frac{c}{a} = 1 + 0{,}045\ \%\ C\ (\text{em peso})$$

Pela equação acima observa-se que para 0% de carbono c = a, ou seja, a estrutura seria ccc. Então, é como se o aumento do teor de carbono fosse distorcendo a estrutura ccc para formar a tcc. É interessante notar que o carbono expande o ferro cfc (cúbico de face centrada) uniformemente, mas com o ferro ccc a expansão é maior no eixo c, dando origem a uma estrutura tetragonal. Isto se deve ao fato de que o vão octaédrico na estrutura cfc é regular e na estrutura ccc é não regular (ver Fig. 1.8, Capítulo 1).

A martensita apresenta-se na forma de ripas (lath) em aços de baixo carbono e na forma de agulhas (thin plates) em aços com alto carbono (Fig. 2.28).

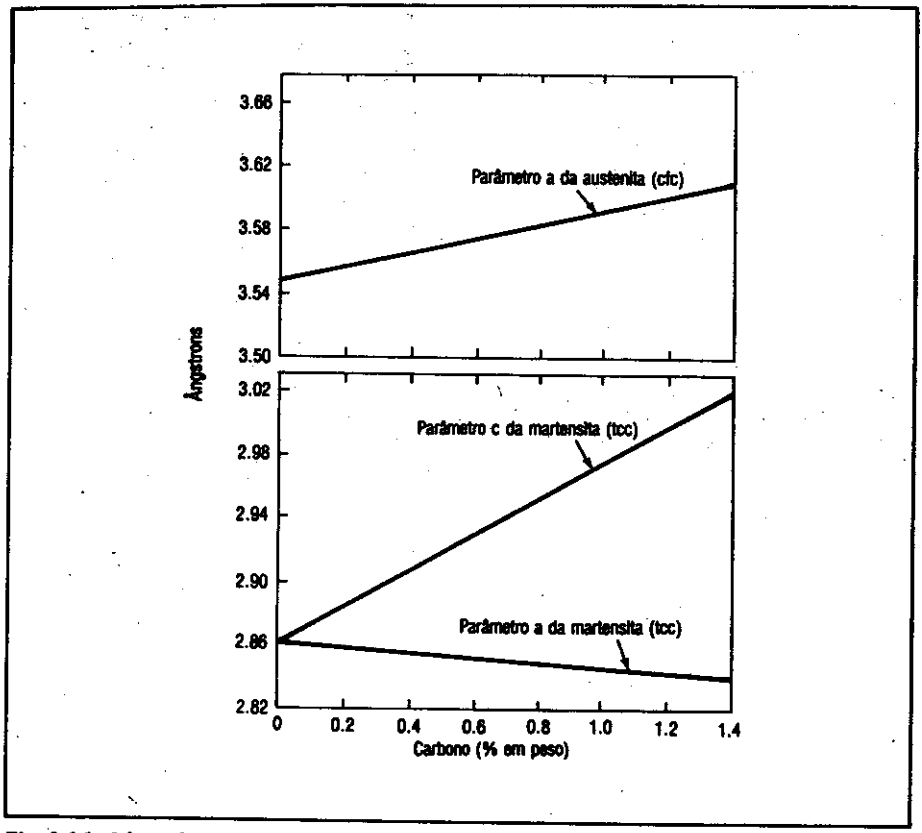


Fig. 2.26 - Efeito do teor de carbono nos parâmetros de rede da austenita e da martensita [34].

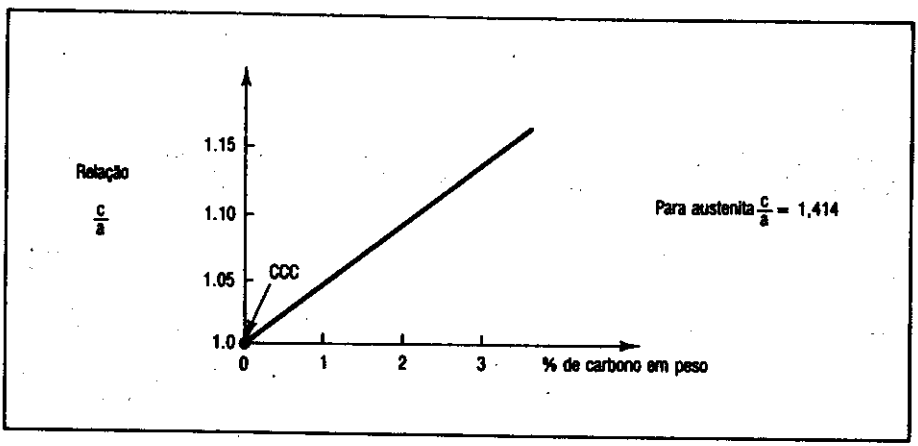


Fig. 2.27 - Variação do parâmetro c/a para martensita (tetragonal de corpo centrado) em função da quantidade carbono. Para 0% de carbono a estrutura teria $\frac{c}{a} = 1$, ou seja, seria cúbica de corpo centrado (ferrita) [34].

$$\frac{c}{a} = 1 + 0{,}045\%C \text{ (em peso)} \qquad [34]$$

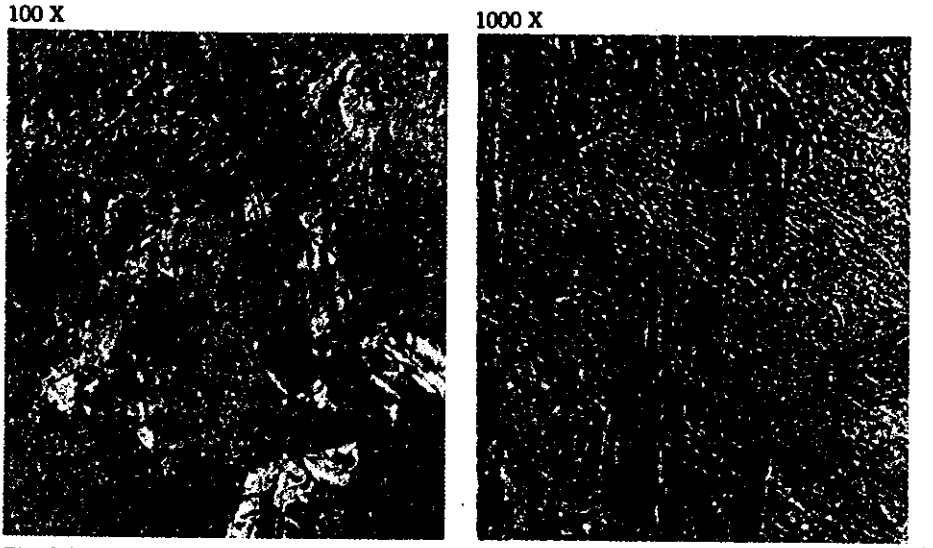


Fig. 2.28 - Estrutura martensítica de um aço carbono com 0,25%C (ataque de Vilela).

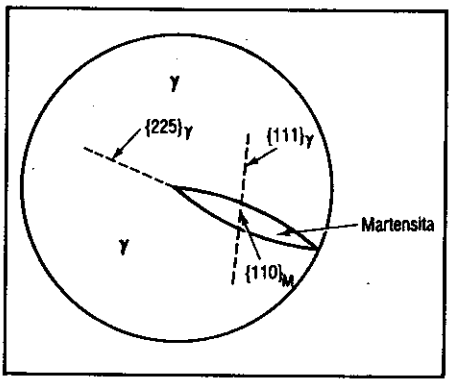


Fig. 2.29 - Diagrama esquemático de uma das orientações cristalográficas da agulha de martensita. [31].

Os planos de hábito e relações de orientação entre martensita e austenita são variáveis com o teor de carbono (Tabela 2.1 e Fig. 2.29).

%C em peso	Plano de hábito	Relações de orientação
até 0,5	$\{111\}_\gamma$	$\{111\}_\gamma // \{110\}_M$ $<011>_\gamma // <111>_M$
0,5 a 1,4	$\{225\}_\gamma$	$\{111\}_\gamma // \{110\}_M$ $<011>_\gamma // <111>_M$
acima de 1,4	$\{228\}_\gamma$	$\{111\}_\gamma // \{110\}_M$ $<012>_\gamma // <111>_M$

Tabela 2.1 - Variação do plano de hábito e da relação de orientação martensista/austenita com teor de carbono do aço [31].

Deve-se ressaltar que as relações de orientação e os planos de hábito apresentados na tabela 2.1 não são exatos, sofrendo pequenas variações nos diversos tipos de aços.

A correspondência entre os látices da austenita e da martensita foi primeiramente descrita por Bain, que mostrou que a célula cfc da austenita poderia gerar a célula tcc da martensita (Fig. 2.30). Para fazer essa conversão, a deformação necessária, denominada "Deformação de Bain", "Deformação Pura" ou "Deformação Homogênea" deveria envolver a contração de ≅17% ao longo da direção $[001]_\gamma$, corresponde ao eixo "c" da martensita, e uma expansão uniforme de 12% no plano $(001)_\gamma$, ou seja plano da base da célula martensítica. Observações experimentais no entanto, mostraram que o plano de hábito entre a austenita e a martensita não é distorcido durante a deformação, indicando que a "Deformação de Bain" sozinha não poderia explicar o mecanismo de transformação.

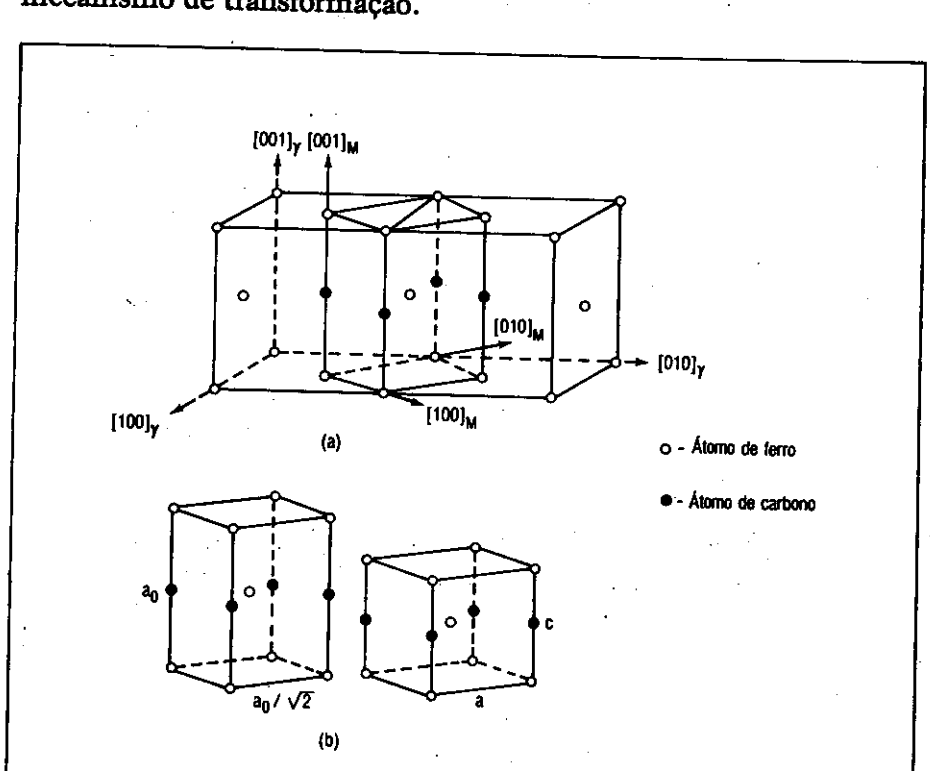


Fig. 2.30 - Formação da martensita a partir da austenita [34].
a) Estrutura tcc (tetragonal de corpo centrado) desenhada a partir da austenita cfc (cúbica de face centrada)
b) Deformação que a célula tcc da figura a) deveria ter para formar uma célula tcc de martensita (compressão de 17% no eixo c, e expansão de 12% no eixo a).

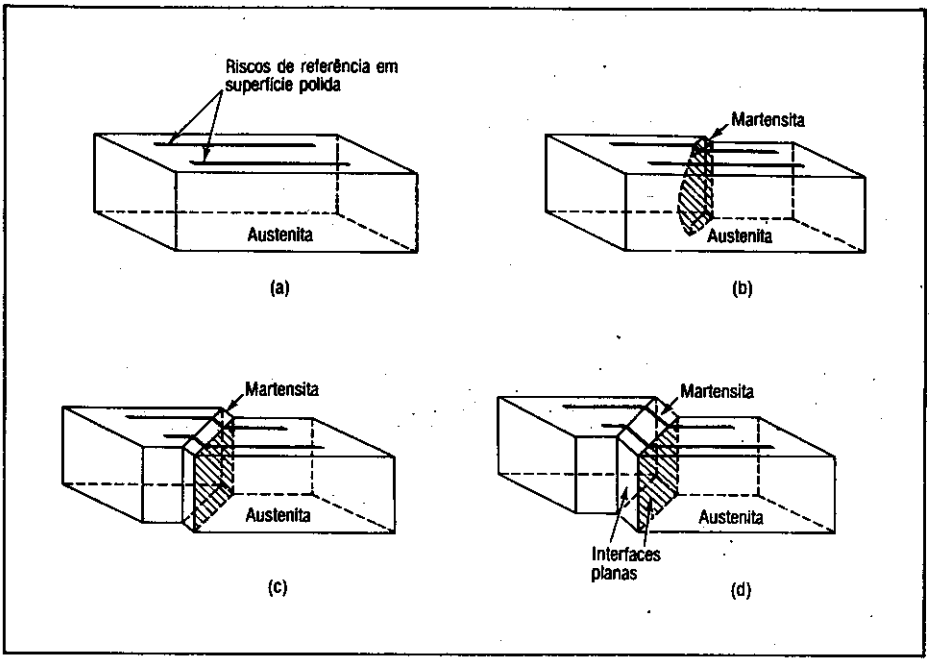


Fig. 2.31 - Em superfícies polidas e marcadas com ranhuras retas (a), observa-se que após a transformação austenita → martensita (b, c, d) essas ranhuras são contínuas [34].

A observação de riscos na superfície polida (Fig. 2.31) indica que as placas de martensita estão aparentemente inclinadas em relação ao seu plano de hábito com a austenita. Também a continuidade dos riscos na amostra indica que não há distorção significativa no plano de hábito, sendo a transformação denominada "Deformação em Plano Invariante".

A formação da martensita seria então explicada pela "Teoria das Duas Deformações". Assim, além de "Deformação de Bain", haveria outra "Deformação de Forma", ou "Deformação Heterogênea", numa escala atômica, onde o escorregamento ou a maclação (Fig. 2.32) auxiliariam na acomodação das distorções necessárias para que a transformação austenita → martensita ocorresse sem distorções na interface (plano de hábito) entre as duas fases. O resultado seria uma interface macroscopicamente plana, tendo irregularidades numa escala atômica.

Com este tratamento teórico é possível prever os planos de hábito, as relações de orientação entre a austenita e a martensita e as deformações envolvidas. Devido à deformação associada à sua formação, a martensita é um constituinte bastante duro, e essa dureza aumenta com a elevação do teor de carbono do aço (Fig. 2.33).

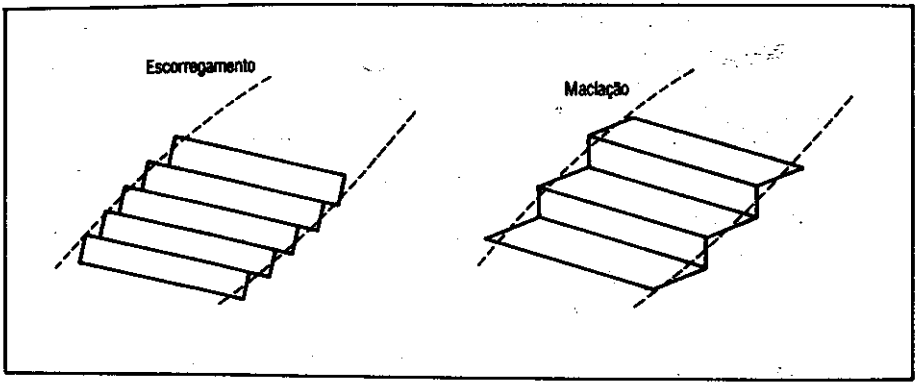


Fig. 2.32 - Representação esquemática de um plano de transformação macroscopicamente invariante, com deformações por escorregamento (slip) ou maclação (twinning) em uma escala atômica [36].

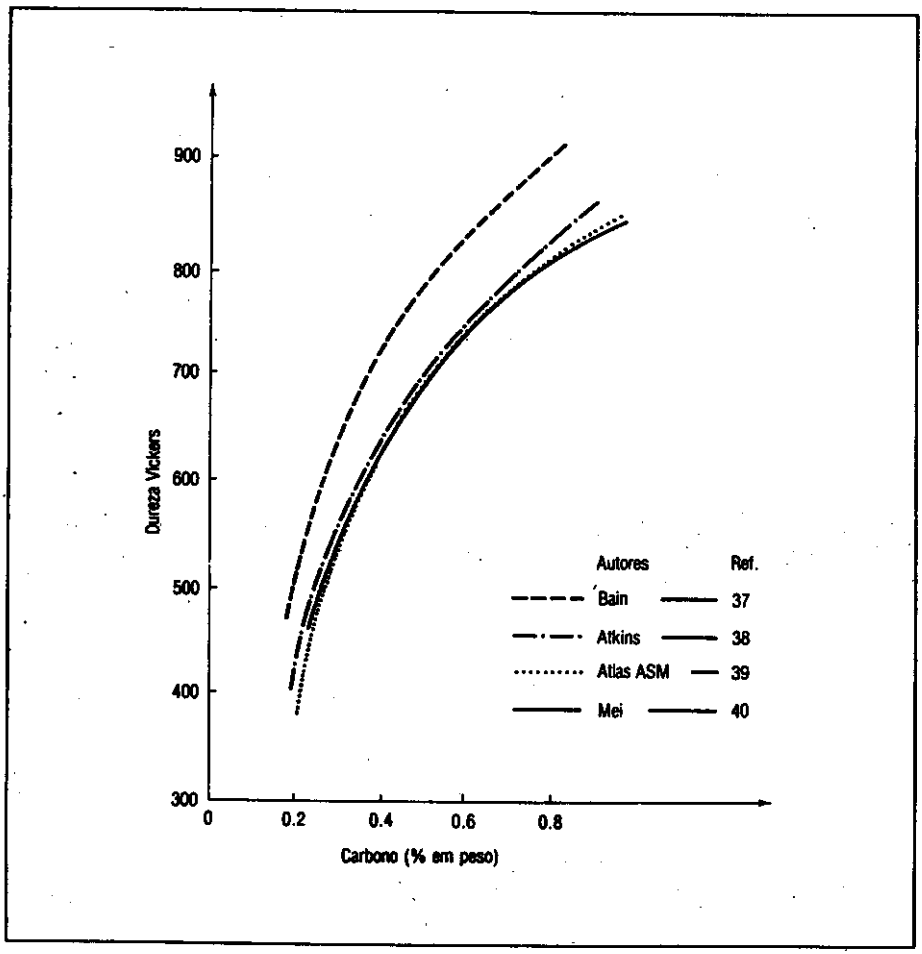


Fig. 2.33 - Variação da dureza martensítica em função do teor de carbono dos aços.

2.6 - CONSTRUÇÃO DAS CURVAS TTT

Para se acompanhar a formação dos constituintes estudados, utiliza-se as curvas TTT (temperatura, tempo, transformação), as quais são subdivididas em:

a) ITT (isothermal, time, transformation) — transformação isotérmica.

b) CCT (continuous cooling transformation) — transformação por resfriamento contínuo.

Para se obter curvas TTT utiliza-se, normalmente, o dilatômetro, um equipamento bastante sensível, que mede a variação do comprimento da amostra em função da dilatação ou contração térmica e da transformação de fase. As transformações de fase implicam na formação de novas fases, normalmente com densidades diferentes da fase original, e isto ocasiona "contração" ou "expansão" da amostra por diferenças estruturais, as quais são detectadas pelo dilatômetro. Como analogia, poderíamos citar a transformação da água, do estado líquido para sólido, com uma diminuição de densidade, ocasionando aumento significativo de volume. Obviamente o dilatômetro só detecta transformações no estado sólido, ou seja, todas as fases envolvidas devem ser sólidas.

Na fig. 2.34 observa-se a representação esquemática de um dilatômetro. A amostra é aquecida por indução, com um termopar soldado à mesma, para detectar as variações de temperaturas. Uma extremidade da amostra é fixa e a outra ligada a um extensômetro (strain gage), que detecta as variações no comprimento da mesma (ΔL). A amostra é furada, para que o seu resfriamento por meio de jato de hélio ou de argônio possa ser o mais rápido possível, quando se quer uma queda brusca de temperatura. Na Fig. 2.35 observa-se um dilatômetro em funcionamento.

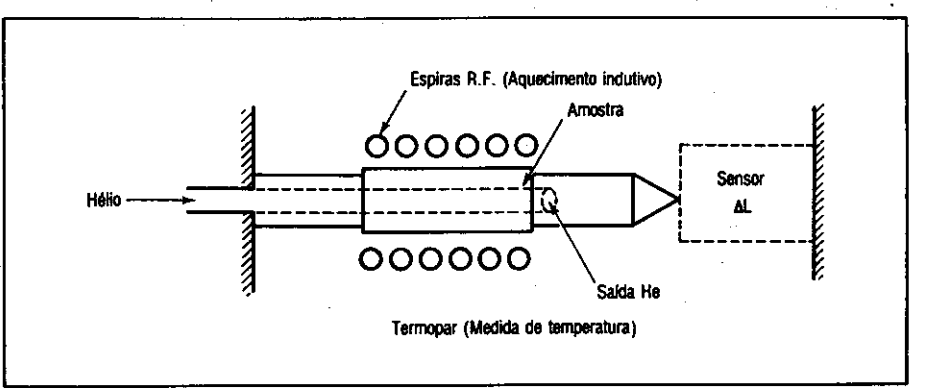


Fig. 2.34 - Representação esquemática do dilatômetro.

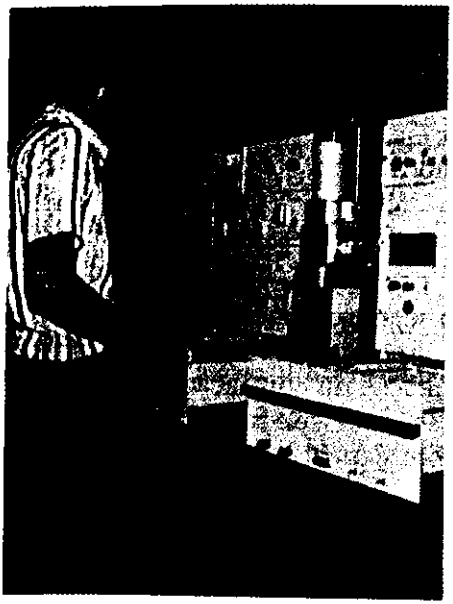


Fig. 2.35 - Dilatômetro (Laboratório de Ensaios da Eletrometal).

2.6.1 - Curvas ITT

O procedimento a seguir descreve o levantamento da curva de transformação isotérmica (ITT) para um aço eutetóide (0,77%C).

Primeiramente o aço é austenizado, ou seja, sua temperatura é elevada de modo que sua estrutura seja totalmente austenítica (T_A) (Fig. 2.36). Na temperatura T_A, a amostra tem o comprimento L_A.

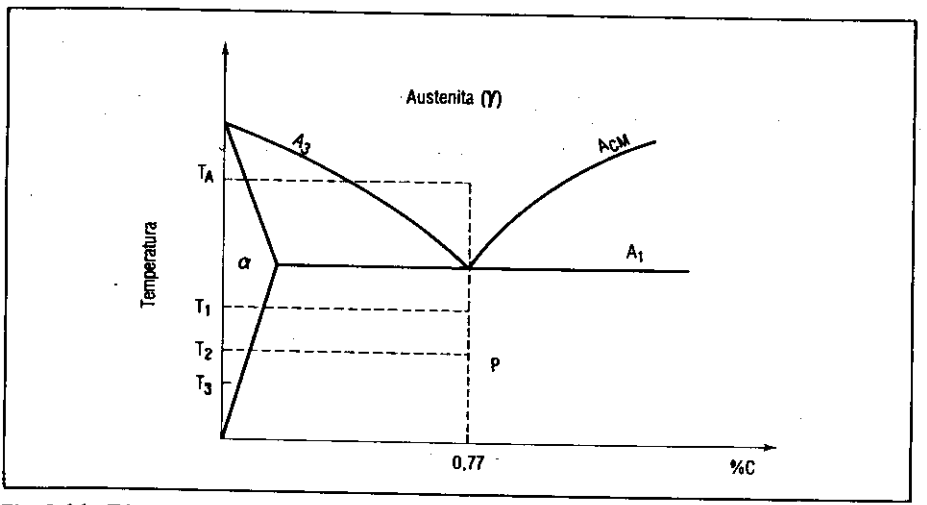


Fig. 2.36 - Diagrama Fe-C.

Quando a amostra é resfriada bruscamente para T_1 (Fig. 2.37a) ela se contrai, por razões térmicas, e passa a apresentar o comprimento $L_{I,1}$. Após um certo tempo de incubação ($t_{I,1}$), a amostra austenítica começa a transformar-se em perlítica, com um aumento progressivo de volume, que é detectado pelo dilatômetro. Quando a amostra adquire um comprimento estável $L_{F,1}$, após um tempo $t_{F,1}$, é porque a transformação austenita → perlita terminou. Repete-se o mesmo procedimento para uma nova temperatura T_2 (Fig. 2.37b), e assim sucessivamente.

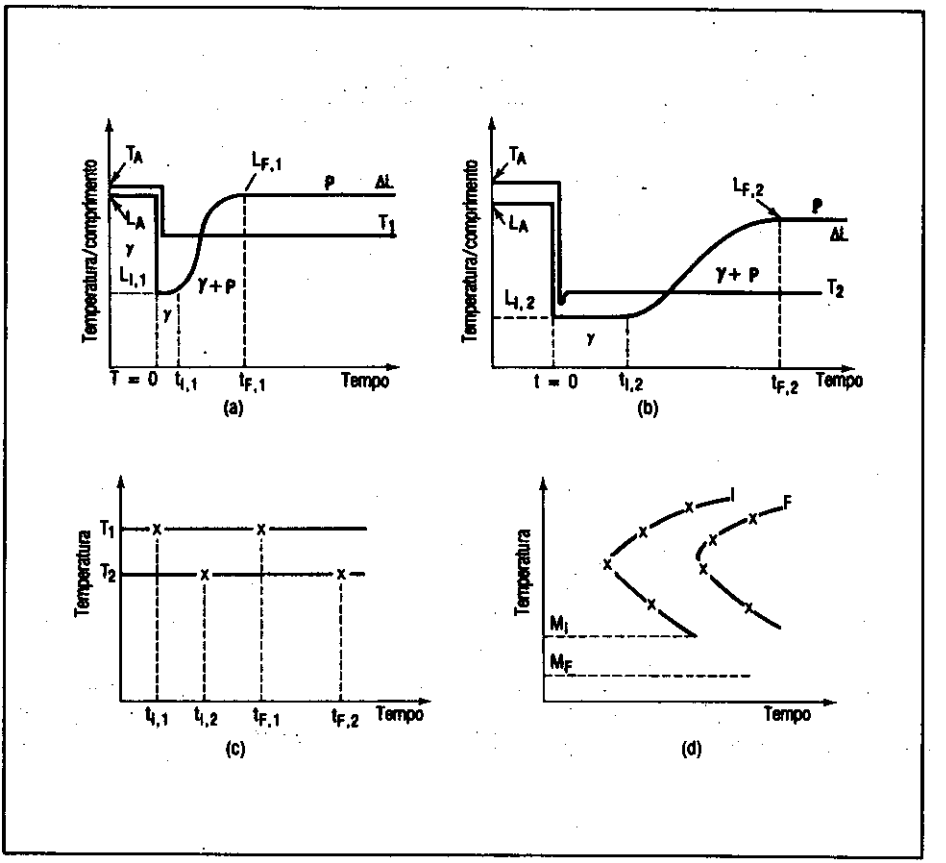


Fig. 2.37 - Construção de Curvas ITT

A partir das temperaturas e dos tempos de início e final de transformação, por exemplo (T_1; $t_{I,1}$; $t_{F,1}$), (T_2; $t_{I,2}$; $t_{F,2}$), etc., constroi-se a curva ITT (Fig. 2.37c e d).

Obviamente, quando se penetra nas regiões de transformação martensítica, as reações são praticamente instantâneas e a expressão tempo de transformação perde o sentido.

No caso de um aço hipoeutetóide, antes da formação da perlita haverá a formação da ferrita, enquanto que para um aço hipereutetóide, antes da formação da perlita haverá a formação de cementita (Fig. 2.38).

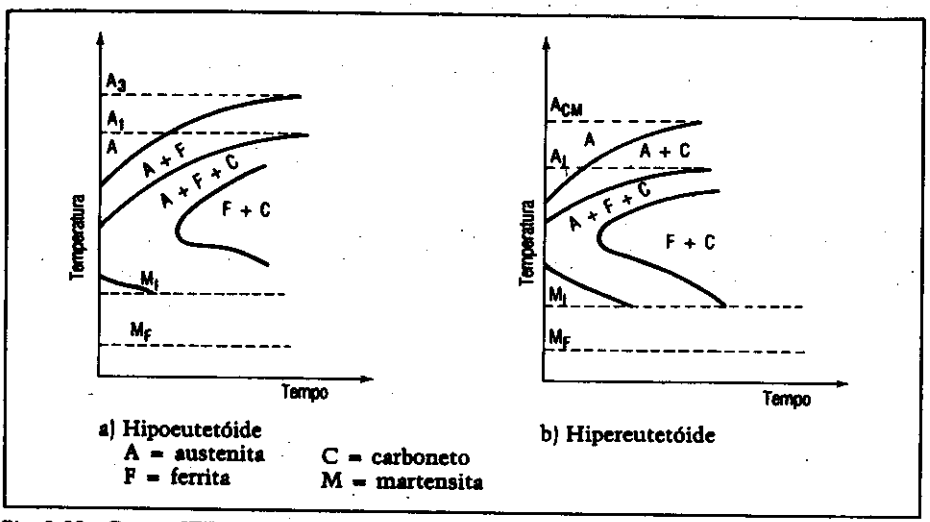


Fig. 2.38 - Curvas ITT esquemáticas para aços proeutetóides.

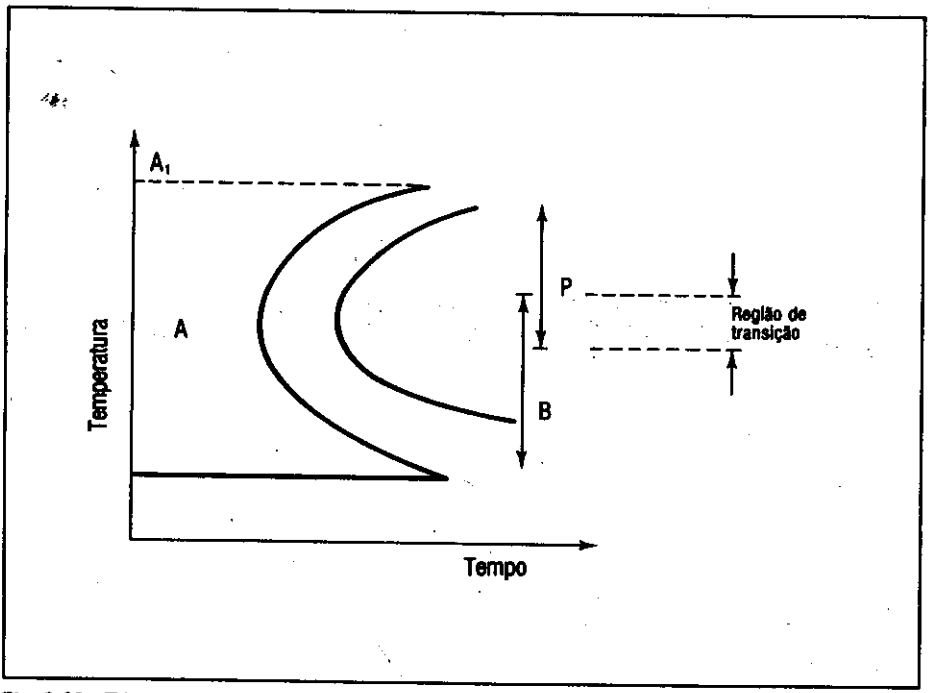


Fig. 2.39 - Diagrama ITT de um aço eutetóide mostrando a região de transição entre a perlita e a bainita.

Nos diagramas ITT normalmente encontrados na literatura, as fases são identificadas por ferrita e carbonetos, não havendo uma separação clara entre os constituintes; ferrita livre, perlita e bainita. Isto decorre da dificuldade de se identificar estes constituintes apenas com o uso do microscópio ótico. Além disto, as separações de constituintes no diagrama não são bem definidas. Por exemplo, entre a perlita e a bainita existe uma região de transição onde ocorrem as duas fases (Fig. 2.39).

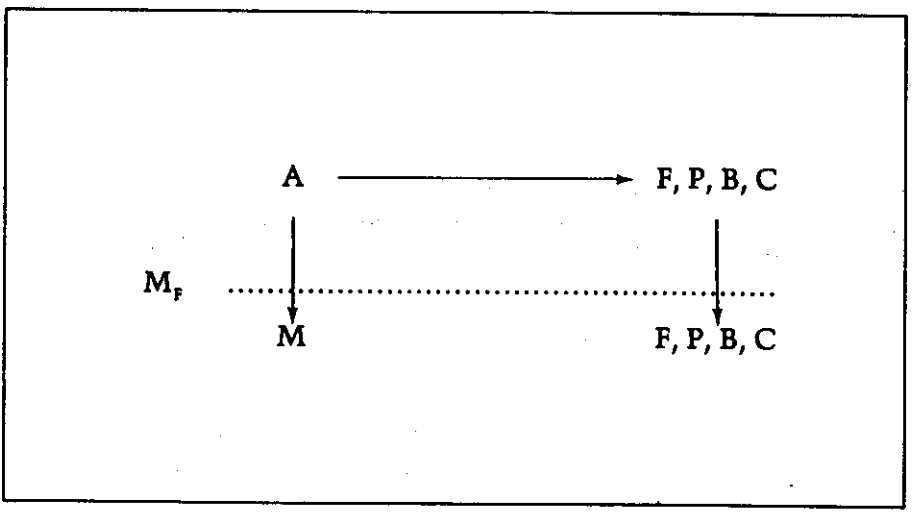
Também a separação entre as regiões de bainita superior e inferior passa por uma região de transição, assim como quaisquer outras mudanças de estruturas previstas pelos diagramas.

Nos diagramas ITT a previsão teórica (sem levar em conta as regiões de transição) das fases nos aços carbono poderia ser feita como na Fig. 2.40.

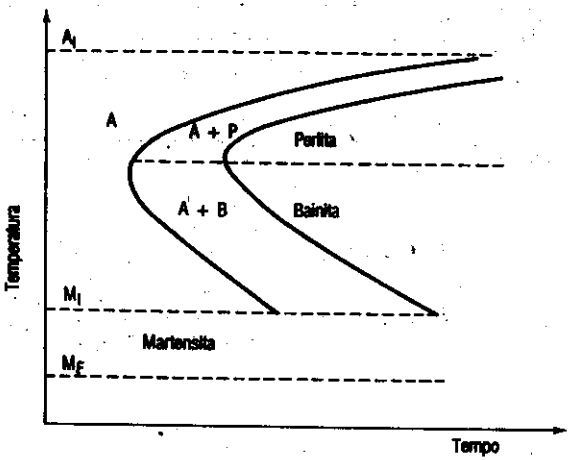
Para se utilizar as curvas ITT, existem duas regras básicas:

1. Ao se caminhar por linhas paralelas ao eixo dos tempos ocorrem transformações por difusão, as quais são irreversíveis, mesmo que se passe posteriormente pela região martensítica.
2. A martensita só é formada se houver austenita disponível, e a reação é completada depois da temperatura ser levada abaixo de M_F nos diagramas.

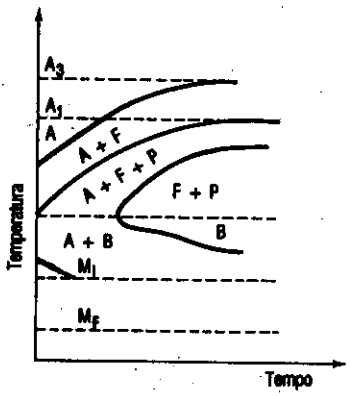
Esquematicamente teríamos:



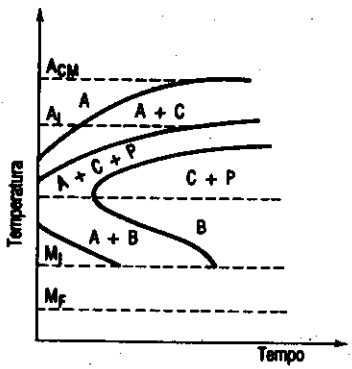
Nas Figs. 2.41 a 2.44 [ref. 41] são apresentadas algumas curvas ITT para aços carbono, observando-se que, à medida que se aumenta o teor do carbono, diminui a temperatura de início de formação da martensita (M_I).



(a) Eutetóide (C ≅ 0,8%)



(b) Hipoeutetóide (C < 0,8%)



(c) Hipereutetóide (C > 0,8%)

A = Austenita
P = Perlita
B = Bainita
M = Martensita
C = Cementita
F = Ferrita

Fig. 2.40 - Representação esquemática das curvas ITT.

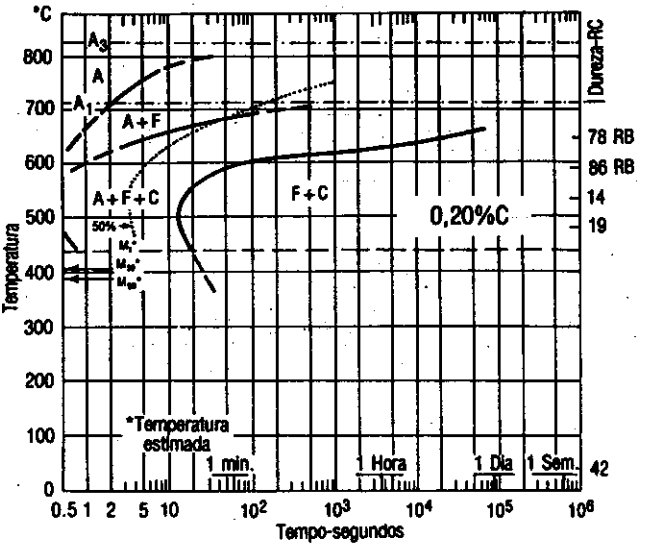


Fig. 2.41 - Curva ITT do aço ABNT 1020 [41].

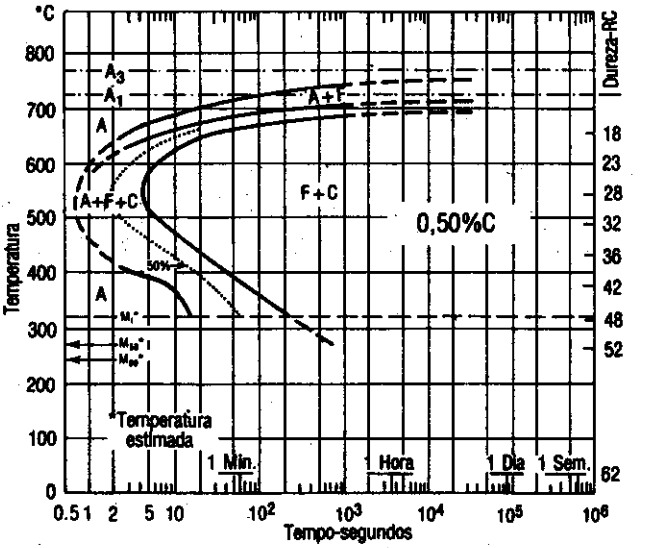


Fig. 2.42 - Curva ITT do aço ABNT 1050 [41].

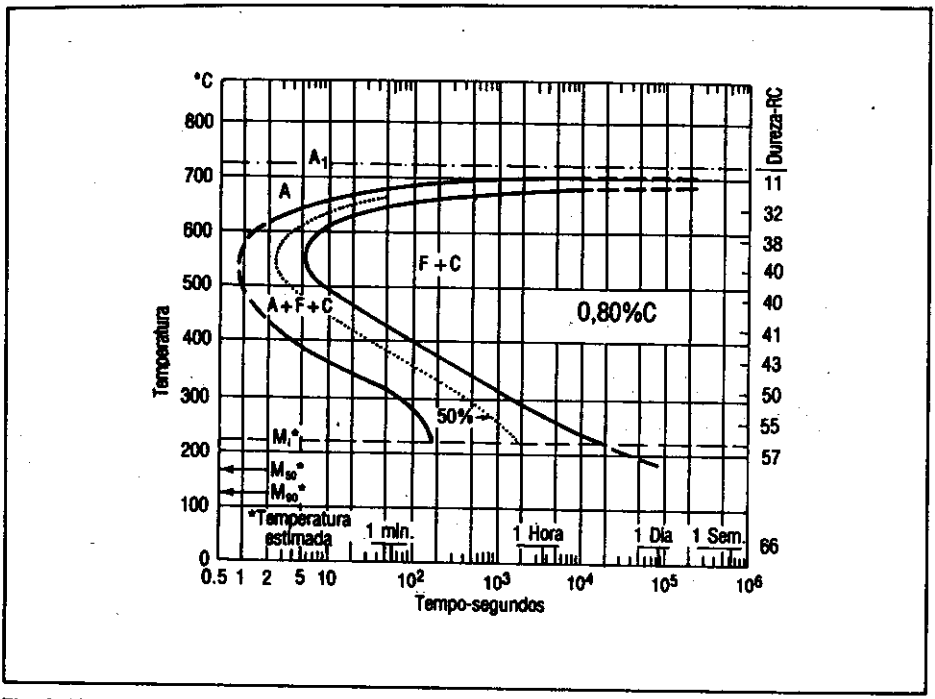


Fig. 2.43 - Curva ITT do aço ABNT 1080 [41].

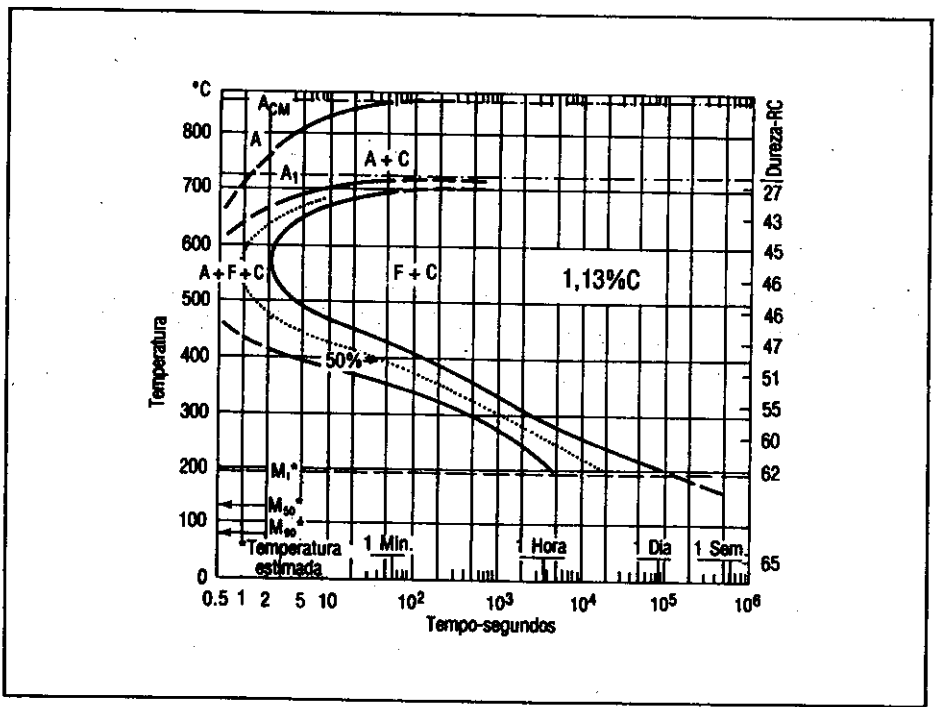


Fig. 2.44 - Curva ITT do aço ABNT 10113 [41].

2.6.2 - Curvas CCT

As transformações dos aços nos processos industriais ocorrem majoritariamente por resfriamento contínuo e não isotermicamente. Em vista disso,foram desenvolvidas as curvas CCT (Continuous Cooling Transformation).

A construção das curvas CCT é feita no dilatômetro,de maneira análoga à das curvas ITT. Austenitiza-se o aço e faz-se o resfriamento com uma taxa de resfriamento (°C/min.) constante, observando-se as inclinações na curva do comprimento da amostra (ΔL). Para um aço eutetóide, quando a inclinação da curva $\Delta L = f(T)$ muda, é porque começa a haver uma transformação. Quando a inclinação volta a mudar, existe a indicação de que a transformação terminou (Fig. 2.45).

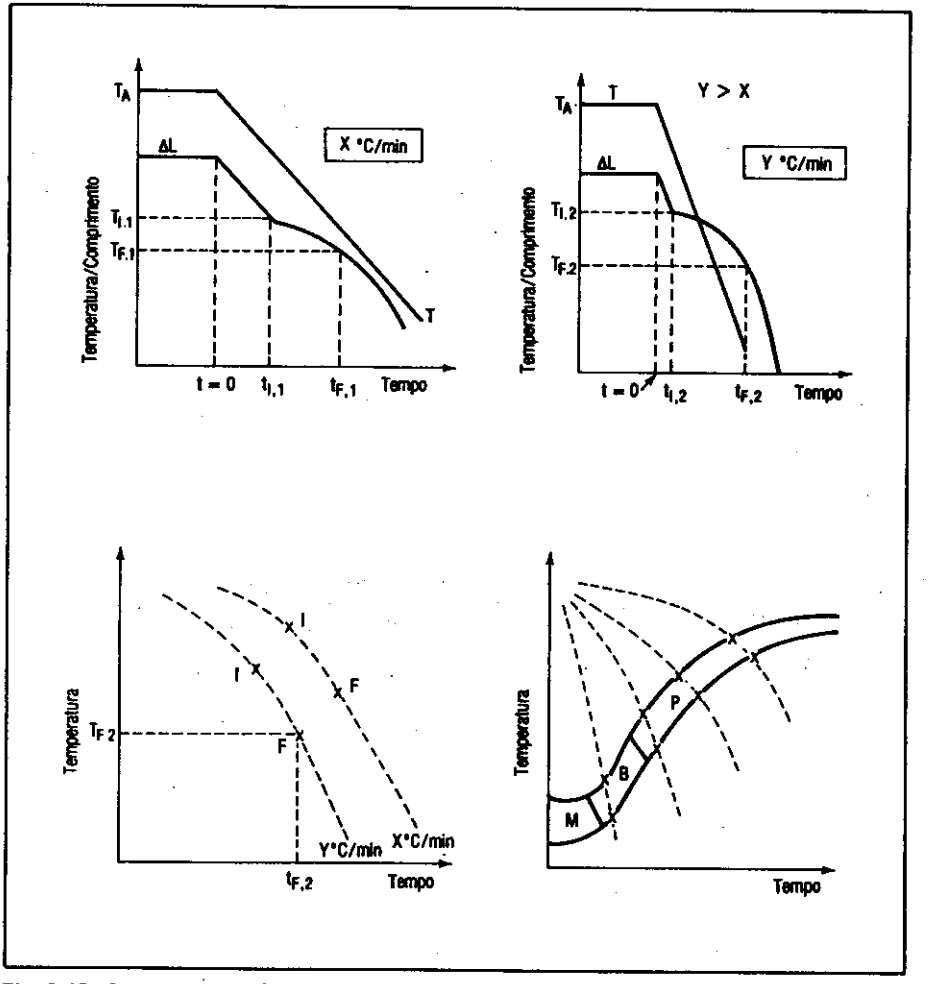


Fig. 2.45 - Levantamento da curva CCT de um aço eutetóide (C ≅ 0,77%).

Por outro lado se o aço for proeutetóide a construção das curvas é mais complexa (Fig. 2.46). As mesmas observações efetuadas para as curvas CCT na Fig. 2.46 valem para as curvas ITT, onde ocorrem mais de uma transformação durante o tratamento isotérmico do aço.

Na Fig. 2.47 observa-se a curva CCT obtida para o aço AISI/ABNT 1541. Na prática, entretanto, opta-se freqüentemente por curvas CCT que apresentam na abcissa a taxa de resfriamento no lugar do tempo (Fig. 2.48 a 2.50). Nestes gráficos também é apresentada a estrutura esperada no centro das barras após resfriamento ao ar, óleo ou água.

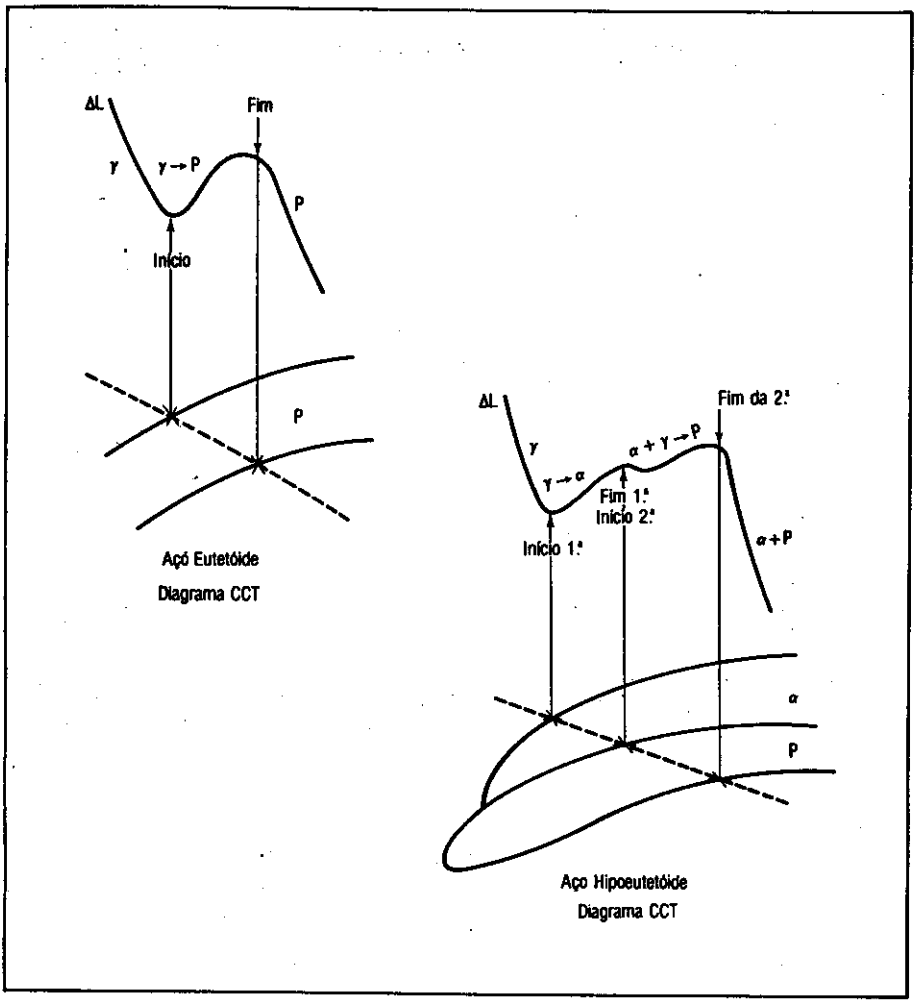


Fig. 2.46 - Diferenças observadas nas curvas dilatométricas de um aço com uma transformação (eutetóide) e de um aço com duas transformaçãoes (hipoeutetóide) durante o resfriamento. O exemplo foi feito para um aço hipoeutetóide, mas seria análogo para um aço hipereutetóide.

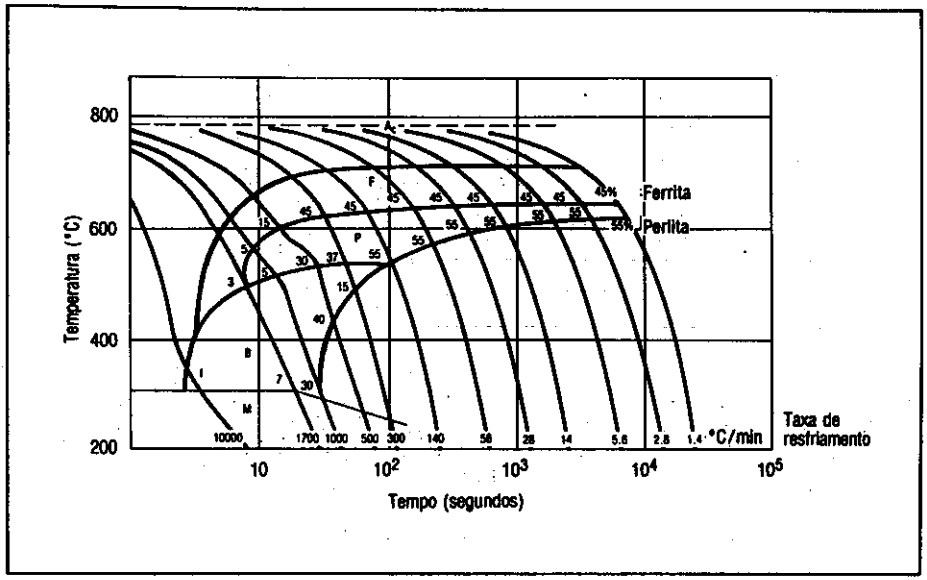


Fig. 2.47 - Diagrama CCT do aço 1541 [41].
F = ferrita
P = perlita
B = bainita
M = martensita.

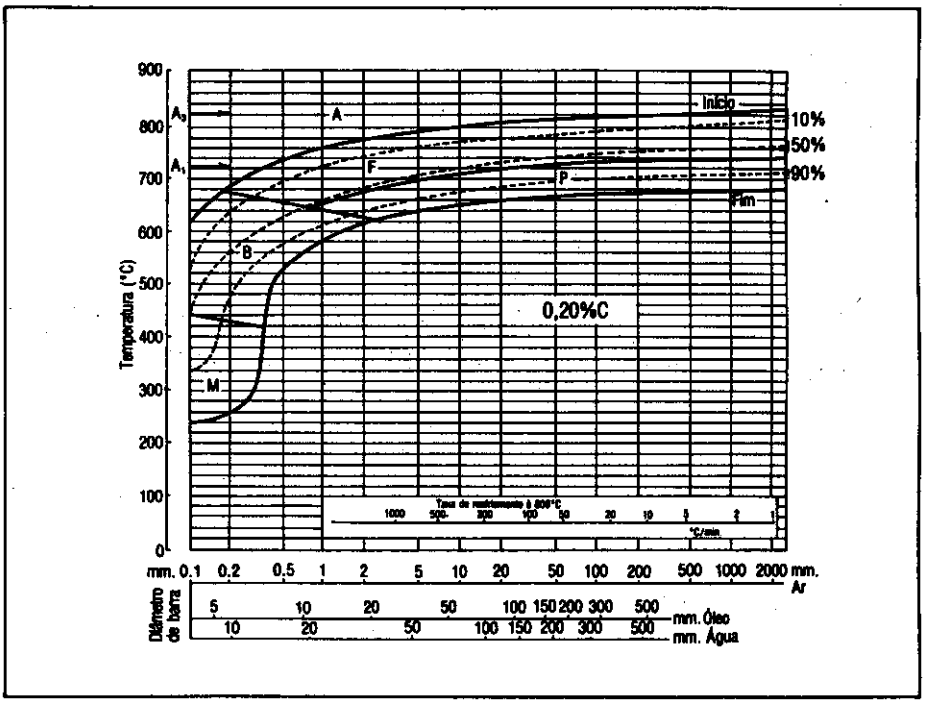


Fig. 2.48 - Diagrama CCT do aço ABNT 1020 [42].

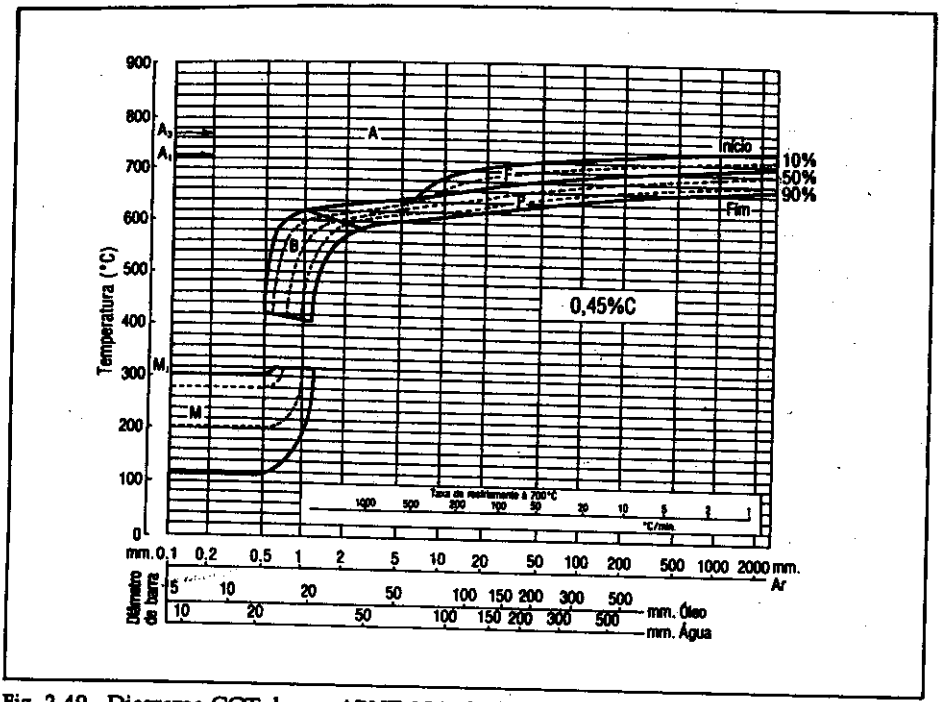


Fig. 2.49 - Diagrama CCT do aço ABNT 1045 [42].

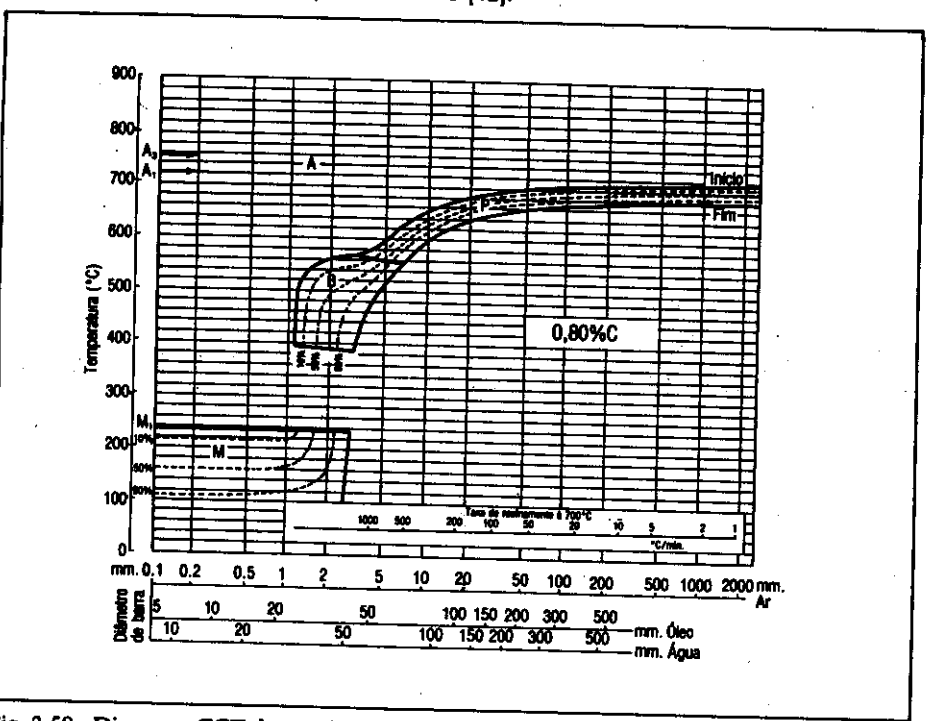


Fig. 2.50 - Diagrama CCT do aço ABNT 1080 [42].

EXERCÍCIOS

1 — Que estruturas seriam formadas no aço AISI/ABNT 1080 após austenitização a 900°C, seguida de:
(usar Fig. 2.43 para resolução)

1. R_B até 630°C, mantido por 8s
2. R_B até 630°C, mantido por 8s, R_B até TA
3. R_B até 630°C, mantido por 1 min.
4. R_B até 630°C, mantido por 1 min., R_B até TA
5. R_B até 400°C, mantido por 20s
6. R_B até 400°C, mantido por 20s, R_B até TA
7. R_B até 400°C, mantido por 30min.
8. R_B até 400°C, mantido por 30 min., R_B até TA
9. R_B até 200°C
10. R_B até TA
11. R_B até 400°C, mantido por 1 hora, reaquecido a 900°C, R_B até TA.

Obs: RB = Resfriamento Brusco. Supõe-se uma linha vertical, paralela ao eixo da temperatura.
TA = Temperatura Ambiente.

2 — Que estruturas seriam formadas no aço 1050 após austenitização a 900°C, seguida de:
(usar Fig. 2.42 para resolução)

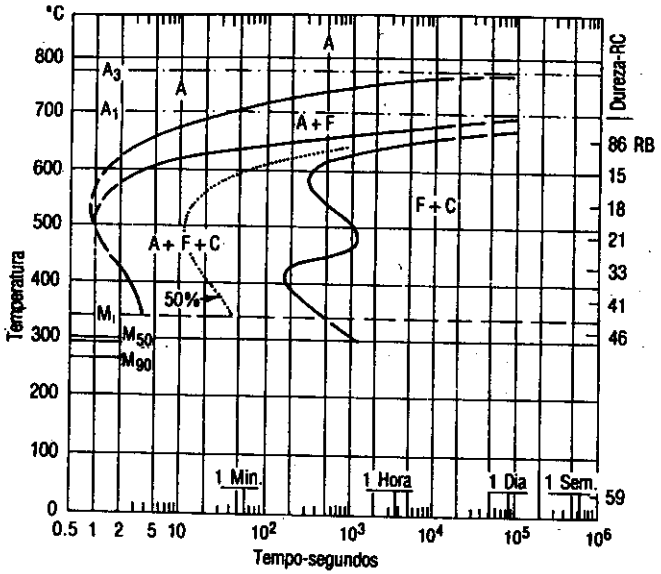
1. R_B até 700°C, mantido por 1 min.
2. R_B até 700°C, mantido por 1 min., R_B até TA
3. R_B até 700°C, mantido por 1 hora
4. R_B até 700°C, mantido por 1 hora, R_B até TA
5. R_B até 700°C, mantido por 1 dia
6. R_B até 700°C, mantido por 1 dia, R_B até TA
7. R_B até 400°C, mantido por 10s
8. R_B até 400°C, mantido por 10s, R_B até TA
9. R_B até 400°C, mantido por 1 min.
10. R_B até 400°C, mantido por 1 min., R_B até TA
11. R_B até 300°C
12. R_B até TA.

3 — Que estruturas seriam formadas no aço 1335, após uma austenitização a 900°C, seguida de:

1. R_B até TA
2. R_B até 700°C, mantido por 30 min.
3. R_B até 650°C, mantido por 1 dia, R_B até TA
4. R_B até 550°C, mantido por 1 min., R_B até TA
5. R_B até 450°C, mantido por 1 hora, R_B até TA
6. R_B até 380°C, mantido por 1 min.
7. R_B até 450°C, mantido por 1 min., R_B até TA
8. R_B até 350°C, mantido por 1 hora, R_B até TA
9. R_B até 500°C, mantido por 1 hora, R_B até TA, reaquecido a 900°C, R_B até 300°C.
(usar Fig. da página 90 para resolução)

4 — Que estruturas seriam formadas se o aço carbono com 0,45%C fosse resfriado a:

1. 10°C/min.
2. 300°C/min.
3. 1000°C/min.
4. 2000°C/min.
5. 10.000°C/min.
6. Qual seria o diâmetro máximo de uma barra resfriada em óleo para que no centro da mesma a estrutura fosse totalmente perlítica?
7. Idem acima para resfriamento ao ar.



Curva ITT do aço 1335

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

[1] HONEYCOMBE, R. W. K. — *Steels. Microstructure and properties.* Edward Arnold, London, 1981, p. 33, 39, 77, 106.

[2] DUBÉ, C. A. et alli — *La formation de la ferrite proeutectoide dans les aciers au carbone.* Mémoires Revue de Métallurgie, L V, n.º 3, 1958, p. 201.

[3] HONEYCOMBE, R. W. K, — *Steels. Microstructure and properties.* Edward Arnold, London, 1981, p. 31-32.

[4] COLPAERT, H. — *Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns.* 3.ª ed., Edgard Blücher, São Paulo, 1974, p. 201.

[5] MEI, P. R. — *Efeito da adição de nióbio na estrutura e propriedades dos aços com médio e alto teor de carbono.* Tese Doutorado, Faculdade de Eng.ª UNICAMP, Dez. 1983, p. 443.

[6] KURDJUMOW VON, G. & SACHS, G. — *Walz und rekristallisations textur von eisenblech.* Zeit. für Physik, vol. 62, 1930, p. 592.

[7] BURKE, J. — *The kinetics of phase transformation in metals.* Pergamon Press, 1965, p. 138.

[8] ZENER, C. — *Theory of growth of spherical precipitates from solid solution.* J. Appl. Phys., vol. 20, Oct. 1949, p. 950.

[9] SERIN, B. et alli — *Caracteristiques de transformation et propriétés d'aciers à bas carbone au Nb-B.* Mém. Sci. Revue Met., France, Jui 1978, p. 355.

[10] MEHL, R. F. — *The structure and rate of formation of pearlite.* Trans. ASM, vol. 29, Dec. 1941, p. 813.

[11] AARONSON, H. I. et alli — *Diffusional nucleation and growth. In: Precipitation process in solids.* RUSSEL, K. C. & AARONSON, H.I., Eds., TMS-AIME, 1976, p. 31.

[12] HILLERT, M. — *The formation of pearlite. In: Decomposition of austenite by diffusional process.* ZACKAY, V. F. & AARONSON, H. I., Eds., Interscience Pub., USA, 1962, P. 197.

[13] DIPPENAAR, R. J. & HONEYCOMBE, R. W. K. — *The crystallography and nucleation of pearlite.* Proc. Royal Soc., London, vol. 333A, 1973, p. 455.

[14] PETCH, N. J. — *The orientation relationships between cementite and α* — iron. Acta Cryst., vol. 6, 1953, p. 96.

[15] PITSCH, V. W. — *Der orientierungszusammenhang zwischen zementit und ferrit in perlit.* Acta Metl., vol. 10, Jan. 1962, p. 79 (errata p. 906).

[16] PITSCH, V. W. — *Die kristallographishen eingenschaften der zementitausscheidung in austenit.* Arch. Eisenhüttenwes, vol. 34, 1963, p. 381.

[17] BAGARYATSKI, Y. A. — Dokl. Akad. Nauk., S.S.S.R., vol. 73, 1950, p. 1101 — citado na ref. 13.

[18] MEI, P. R. — *Efeito da adição de nióbio na estrutura e propriedades dos aços com médio e alto teor de carbono.* Tese Doutorado, Faculdade de Engª UNICAMP, Dez. 1983, p. 343.

[19] BRANDT, W. H. — *Solution of the diffusion equation applicable to the edgewise growth of pearlite.* J. Appl. Phys., vol. 16, 1945, p. 139.

[20] ZENER, C. — *Kinetics of decomposition of austenite.* Trans. Met. Soc. AIME, vol. 167, 1946, p. 150.

[21] MEI, P. R. — *Efeito da adição de nióbio na estrutura e propriedades dos aços com médio e alto teor de carbono.* Tese Doutorado, Faculdade de Engª UNICAMP, Dez. 1983, p. 342.

[22] PELLISSIER, G. E. et alli — *The interlamelar spacing of pearlite.* Trans. of ASM, Dec. 1941, p. 1048.

[23] CHATTOPADHYAY, S. & SELLARS, C. M. — *Kinetics of pearlite spherodization during static annealing and during hot deformation.* Acta Met., vol. 30, 1982, p. 157.

[24] HILLERT, M. — *The role of interfaces in phase transformation. In: The mechanisms of phase transformation in crystalline solids.* The Institute of Metals, London, 1969, p. 231.

[25] TURNBULL, D. — *Theory of cellular precipitation.* Acta Met., vol. 3, Jan. 1955, p. 55.

[26] SHAPIRO, J. M. & KIRKALDY, J. S. — *Theory of decomposition of eutectoids assuming local equilibrium and phase boundary diffusion.* Acta Met., vol. 16, Apr. 1968, p. 579.

[27] BOLLING, G. F. & RICHMAN, R. H. — *Forced velocity of pearlite.* Met. Trans., vol. 1, Aug. 1970, p. 2095.

[28] HILLERT, M. — *Eutectoid transformation of austenite. In: Chemical metallurgy of iron and steel.* ISI, London 1973, p. 241.

[29] HONEYCOMBE, R. W. K. — *Steels. Microestructure and properties.* Edward Arnold, London, 1981, p. 106-119.

[30] MEI, P. R. — *Efeito da adição de nióbio na estrutura e propriedades dos aços com médio e alto teor de carbono.* Tese Doutorado, Faculdade de Engª UNICAMP, Dez. 1983, p. 345.

[31] HONEYCOMBE, R. W. K. — *Steels. Microstructure and properties.* Edward Arnold, London, 1981, p. 76-105.

[32] GUY, A. G. — *Introduction to Materials Science.* McGraw Hill, 1972, p. 355.

[33] BURKE, J. — *The kinetics of phase transformations in metals.* Pergamon Press, 1965, p. 201.

[34] COHEN, M. — *The strengthening of steel.* Trans. AIME, vol. 224, Aug. 1962, p. 638.

[35] CHRISTIAN, J. — *Martensite: Fundamentals and Technology.* Longmans, 1970.

[36] BILBY, B. & CHRISTIAN, J. — *"The mechanism of phase transformation in metals"*. Inst. Met. Monograph, nº 18; 1956, p. 121.

[37] BAIN, E. C. & PAXTON, H. W. — *Alloying element in steel*. ASM, 1966, p. 37.

[38] *ATLAS of continuous cooling transformation diagrams for engineering steels*. ATKINS, M., Ed., British Steel Corpo., p. 27, 31, 39.

[39] *ATLAS of isothermal transformation and cooling transformation diagrams*. ASM, 1977, p. 7, 12, 18, 28.

[40] MEI, P. R. — *Efeito da adição de nióbio na estrutura e propriedades dos aços com médio e alto teor de carbono*. Tese Doutorado, Faculdade de Engª UNICAMP, Dez. 1983, p. 357.

[41] *ATLAS of isothermal transformation and cooling transformation diagrams*. ASM, 1977, p. 7, 15, 28, 33, 415.

[42] *ATLAS of continuous cooling transformation diagrams for engineering steels*. ATKINS, M., Ed., British Steel Corp., p. 27, 32, 39.

CAPÍTULO 3

TRATAMENTOS TÉRMICOS

3.1 - INTRODUÇÃO

Operações de aquecimento e resfriamento controlados, que visam afetar as características de aços e ligas especiais,são denominadas tratamentos térmicos. Quando estas operações são conjugadas a etapas de conformação mecânica, são chamadas tratamentos termomecânicos.

Aços e ligas especiais são submetidos a diversos tratamentos termomecânicos, com vistas à otimização de suas propriedades. Enquanto alguns tipos de tratamentos se aplicam a ampla gama de aços e ligas, outros têm sua aplicação restrita a determinadas famílias de aços ou ligas.

Neste capítulo são apresentadas as principais características dos tratamentos térmicos de aplicação mais comum em aços e ligas especiais.

Os tratamentos térmicos dos aços e ligas especiais englobam uma das mais amplas faixas de temperaturas dentre os processos industriais, variando desde o tratamento subzero (temperaturas abaixo de 0°C) para estabilização, até a austenitização de aços rápidos, a 1280°C. Além disso, diversas taxas de resfriamento são empregadas, visando permitir a obtenção da exata estrutura desejada. É claro que para realização destes tratamentos são necessários fornos e outros aparatos auxiliares. Tais equipamentos não serão analisados em detalhe, por estarem em constante evolução e sua escolha depender de outros aspectos, além dos interesses metalúrgicos. Para a seleção destes equipamentos estão mais capacitados os departamentos técnicos de empresas do ramo. Serão abordados aspectos de equipamentos apenas na medida em que sua seleção influencie na qualidade do tratamento térmico ou do produto final (aço tratado).

Os principais tratamentos térmicos abordados neste capítulo são:

— Recozimento
— Normalização
— Têmpera
— Revenimento
— Solubilização
— Envelhecimento

Os três primeiros envolvem transformações de fase a partir da austenita. Só se aplicam, portanto, a aços transformáveis. Obviamente, às diversas estruturas possíveis de se obter na transformação d austenita estão associadas diferentes propriedades, desde o máximo de dutilidade e mínimo de dureza, característico das estruturas ferríticas, até os elevados valores de dureza e menor dutilidade associados à martensita.

O tratamento de revenimento é um tratamento associado, basicamente, a aços temperados.

Tratamentos de solubilização encontram aplicação em ampla gama de aços e ligas especiais, especialmente quando se deseja controlar a presença de segundas fases, tais como, por exemplo, carbonetos em aços inoxidáveis austeníticos. Tratamentos por envelhecimento após solubilização, permitem precipitar, de forma controlada, partículas de segunda fase em aços e ligas especiais. Estes tratamentos são responsáveis pelas excepcionais propriedades atingidas por superligas a base de níquel, aços "maraging" e inoxidáveis PH (ver Cap. 7), assim como da maior parte das ligas de alumínio empregadas na indústria aeronáutica.

3.2 - RECOZIMENTO

O recozimento visa reduzir a dureza do aço, aumentar a usinabilidade, facilitar o trabalho a frio ou atingir a microestrutura ou as propriedades desejadas.

Existem, basicamente, 3 tipos principais de recozimento:

(1) Recozimento pleno
(2) Recozimento subcrítico/ alívio de tensões
(3) Esferoidização

3.2.1 - Recozimento pleno ou simplesmente recozimento

Consiste em austenitizar o aço, resfriando-o lentamente a seguir.

A temperatura de recozimento pleno é de mais ou menos 50°C acima da linha A_3 para aços hipoeutetóides e de 50°C acima de A_1 para

B.P.G.E.

hipereutetóides. Nos hipereutetóides não se deve ultrapassar a A_{cm}, porque, no resfriamento posterior, ao ser atravessada novamente esta linha, formar-se-ía cementita nos contornos de grão da austenita, o que iria fragilizar posteriormente a peça tratada [1].

Quanto mais baixa for a temperatura da austenitização, tanto mais heterogênea será a austenita. Quanto mais heterogênea a austenita, maiores chances de nucleação de carbonetos em regiões de teor de carbono mais alto ou de crescimento de carbonetos não dissolvidos, em vez das estruturas perlíticas-lamelares, que ocorrem com mais facilidade a partir da austenita homogênea. Conseqüentemente, deve-se preferir temperaturas de austenitização mais altas quando se deseja estrutura perlítica e mais baixas quando se deseja estrutura esferoidizada (Fig. 3.1). Nas Tabelas 3.1 e 3.2 são apresentados dados sobre austenitização e resfriamento para recozimento de diversos aços. Quanto mais próximo da temperatura A_1 a austenita se transformar, tanto mais grosseira será a estrutura, quer perlítica, quer esferoidal. Entretanto, analisando-se as curvas TTT, observa-se que o tempo necessário para transformação completa em altas temperaturas é longo (Fig. 3.2), por vezes, excessivamente. Nos casos em que o tempo de transformação for excessivo nesta temperatura, pode-se transformar parcialmente a alta temperatura seguido do restante de transformação à temperatura mais baixa. Há, portanto, duas possibilidades na trans-

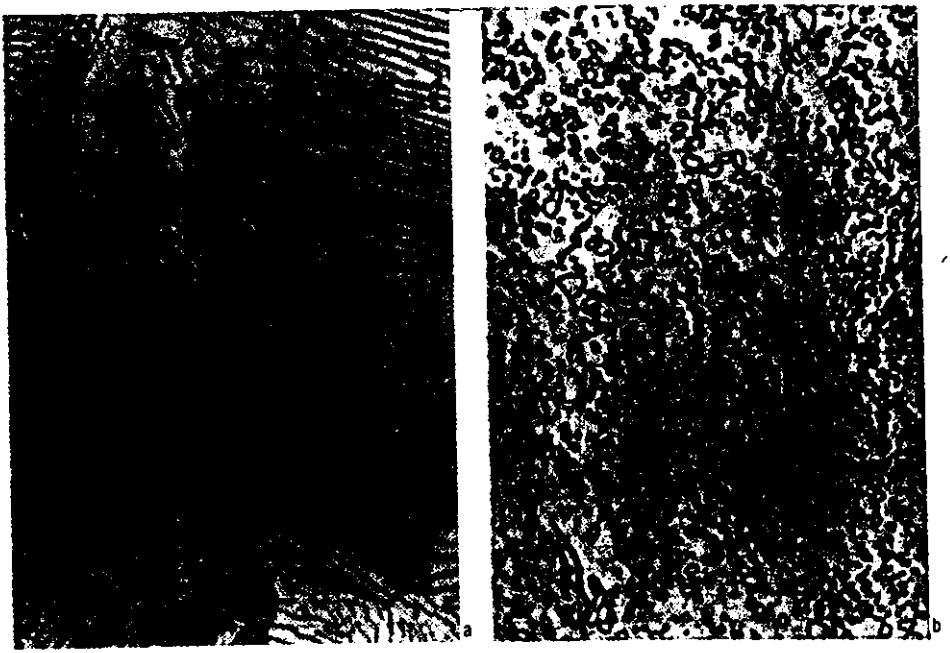


Fig. 3.1 - Estrutura perlítica (a) e esferoidal (b). Aço AISI/ABNT 1095.

formação da austenita: (a) transformação isotérmica, ou (b) resfriamento contínuo, normalmente no interior do forno desligado ou em meios isolantes que permitam obter-se as taxas de resfriamento necessárias para o tratamento, como indicado na Fig. 3.2.

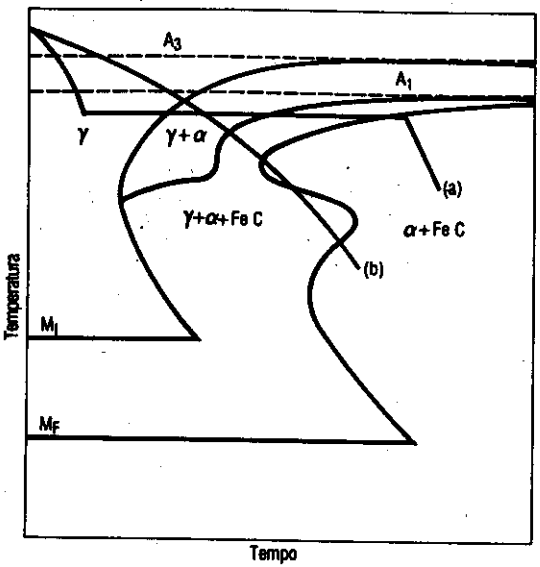


Fig. 3.2 - (a) Recozimento isotérmico. (b) Recozimento contínuo.

Aços carbono ABNT/AISI	Temperatura de austenitização (°C)	Ciclo de* resfriamento de (°C)	até (°C)	Faixa de dureza (Brinell)
1020	855 — 900	855	700	111 — 149
1025	855 — 900	855	700	111 — 149
1030	840 — 885	840	650	126 — 197
1035	840 — 885	840	650	137 — 207
1040	790 — 870	790	650	137 — 207
1045	790 — 870	790	650	156 — 217
1050	790 — 870	790	650	156 — 217
1060	790 — 840	790	650	156 — 217
1070	790 — 840	790	650	167 — 229
1080	790 — 840	790	650	167 — 229
1090	790 — 830	790	650	167 — 229
1095	790 — 830	790	650	167 — 229

* Resfriamento a 25°C/h, no interior do forno

Tabela 3.1 -Ciclos de recozimento recomendados para diversos aços carbono [2].

Para se obter estrutura perlítica					
Aços (ABNT/ AISI)	Temperatura de austenitização (°C)	Recozimento			
		Contínuo		Isotérmico	
		de até (°C)	taxa (°C/h)	temp. (°C)	tempo (h)
3140	830	730 650	11	660	6
4140	840	755 665	14	675	5
4340	830	705 565	8	650	8
6150	830	760 675	8	675	6
8640	830	725 640	11	660	6
9260	860	760 700	8	660	6
Para se obter estrutura esferoidizada (ferrita + carbonetos esferoidizados)					
Aços (ABNT/ AISI)	Temperatura de austenitização (°C)	Recozimento			
		Contínuo		Isotérmico	
		de até (°C)	taxa (°C/h)	temp. (°C)	tempo (h)
3140	740	730 650	5	660	10
4140	750	750 665	5	670	9
4340	750	700 565	2,5	650	12
6150	760	760 675	5	675	10
8640	750	725 640	5	660	8
9260	860	760 700	5	660	10

Tabela 3.2 - Ciclos de recozimento de aços ligados [2].

3.2.2 - Recozimento subcrítico e alívio de tensões

É aquele em que o aquecimento se dá a uma temperatura abaixo de A_1.

O recozimento subcrítico é usado para recuperar a dutilidade do aço trabalhado a frio (encruado). Quando se executam operações de deformação a frio, a dureza aumenta e a dutilidade diminui, podendo ocorrer ruptura entre duas operações. Neste caso há necessidade de se executar um recozimento subcrítico antes de novas deformações. Normalmente o aquecimento do aço carbono na faixa de 600 a 680°C, seguido de resfriamento ao ar é suficiente [1].

As principais transformações que ocorrem neste tratamento são recuperação e recristalização das fases encruadas [3]. É óbvio que, neste caso, não ocorrendo formação da austenita, não há sentido em descrever-se o tratamento sobre a curva TTT. Na Tabela 3.3 são apresentadas as temperaturas e os tempos necessários para o alívio de tensões nos diversos tipos de aços.

Tratamentos de alívio de tensões são também aplicados quando se deseja reduzir tensões residuais em estruturas ou componentes após soldagem, fabricação etc. O aumento de temperatura nestes tratamentos é suficiente para reduzir o limite de escoamento do material ou permitir sua deformação por fluência, de modo que as tensões residuais são aliviadas através de deformação plástica. No caso de soldas, o alívio de tensões pode ter, também, a função de revenir microestruturas de dureza excessiva e baixa dutilidade encontradas na zona afetada pelo calor (ZAC), independentemente da existência de tensões residuais significantes.

Aplicações onde corrosão sob tensão for esperada ou quando a superposição de tensões residuais consideráveis às de projeto é inaceitável, requerem o emprego de operações de alívio de tensões. Diversos códigos e normas de projeto [4, 5, 6] estabelecem requisitos quanto à necessidade de execução deste tipo de tratamento térmico. É importante lembrar que estes códigos representam, normalmente, requisitos mínimos, e não devem substituir o julgamento do engenheiro em cada situação.

3.2.3 - Esferoidização

Há vários métodos para se obter uma estrutura de carbonetos esferoidizados em matriz ferrítica [2]. Por exemplo:

(1) Manutenção por tempo prolongado à temperatura pouco abaixo de A_1 (Análogo ao subcrítico).

(2) Aquecimento e resfriamento alternantes entre 2 temperaturas pouco acima e pouco abaixo do A_1.

(3) Aquecer acima da temperatura para dissolução dos carbonetos (A_{CM}), seguido de resfriamento rápido (para evitar formação de rede de carbonetos) até temperatura pouco abaixo de A_1. Manter nesta temperatura, conforme o método 1, ou seguir o método 2.

Estes processos estão esquematizados na Fig. 3.3.

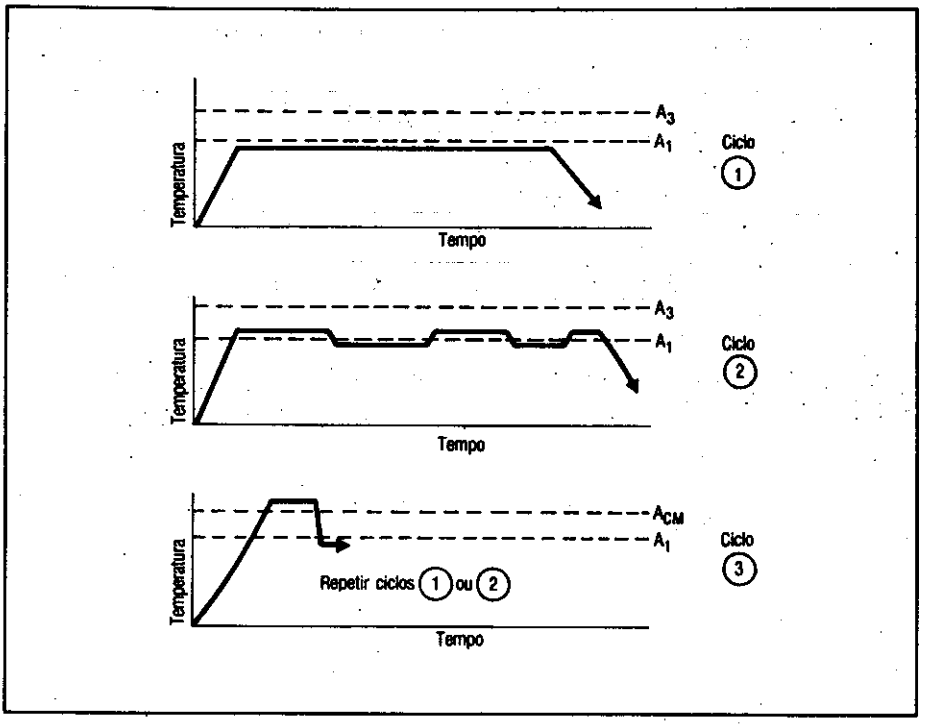


Fig. 3.3 - Possíveis ciclos de esferoidização [2].

3.2.4 - Recozimento para usinabilidade

A Tabela 3.4 indica as estruturas mais adequadas e mais econômicas para usinagem de aços, em função do teor de carbono. Tais informações permitirão a especificação do tratamento ideal, utilizando as Tabelas 3.1 e 3.2.

3.2.5 - Recozimento de peças fundidas

As peças fundidas apresentam, normalmente, estrutura grosseira e, em muitos casos, tensões residuais decorrentes da solidificação. Estas peças são normalmente recozidas para alívio de tensões, homogeneização e refino de estrutura. Como a estrutura bruta de fusão é muito irregular, recomenda-se a austenitização a 50-100°C a mais que o recomendado para o aço forjado [2].

Tipo de aço	Temperatura (°C)	Tempo por diâmetro da secção (min/cm)
Aço com 0,35%C, com menos de 2 cm de diâmetro	geralmente desnecessário	
Aço com 0,35%, com 2 cm ou mais de diâmetro	595 a 675	20
Aço com mais que 0,35%C, com menos de 1 cm de diâmetro	geralmente desnecessário	
Aço com mais que 0,35%C, com 1 cm ou mais de diâmetro	595 a 675	20
Aço C-Mo, com menos que 0,20%C (qualquer diâmetro)	595 a 675	50
Aço C-Mo, com 0,20 a 0,35%C (qualquer diâmetro)	675 a 760	50 a 70
Aço Cr-Mo, com 2% Cr e 0,5% Mo (qualquer diâmetro)	720 a 745	50
Aço Cr-Mo com 2,25% Cr, 1% Mo e 5% Cr, 0,5% Mo (qualquer diâmetro)	730 a 760	70
Aço Cr-Mo com 9% Cr e 1% Mo (qualquer diâmetro)	745 a 775	70
Aços inoxidáveis 410 e 430 (qualquer diâmetro)	775 a 800	50

%C	Microestrutura ideal
0.06 — 0.20	estrutura de forjamento (ou laminação)
0.20 — 0.30	diâmetro menor que 7 cm, normalização — diâmetro maior que 7 cm, estrutura de forjamento (ou laminação)
0.30 — 0.40	recozido — perlita grosseira (mínimo de ferrita)
0.40 — 0.60	perlita grosseira ou estrutura esferoidizada
0.60 — 1.00	100% esferoidizada

Tabela 3.4 - Estruturas mais adequadas para usinagem [2].

3.3 - PROTEÇÃO DA SUPERFÍCIE

Dentre todos os elementos presentes nos aços, o carbono é, sem dúvida, o mais importante individualmente, apesar de que vários aços dependam, para suas propriedades, dos elementos de liga. Isto é claramente ilustrado pela Fig. 3.4. Uma variação de 0,1% de carbono na maioria dos aços ligados ou ferramenta exercerá maior influência sobre as propriedades do que uma variação equivalente, ou mesmo maior, às vezes, de outro elemento de liga.

Este fato, aliado ao papel importante desempenhado pela superfície das ferramentas durante sua vida útil, exige que especial atenção seja dedicada ao controle do teor de carbono da superfície durante o tratamento térmico. Há casos ainda em que se deseja superfícies isentas de oxidação, sem necessidade de limpeza posterior. Também nestes casos a proteção da superfície é fundamental.

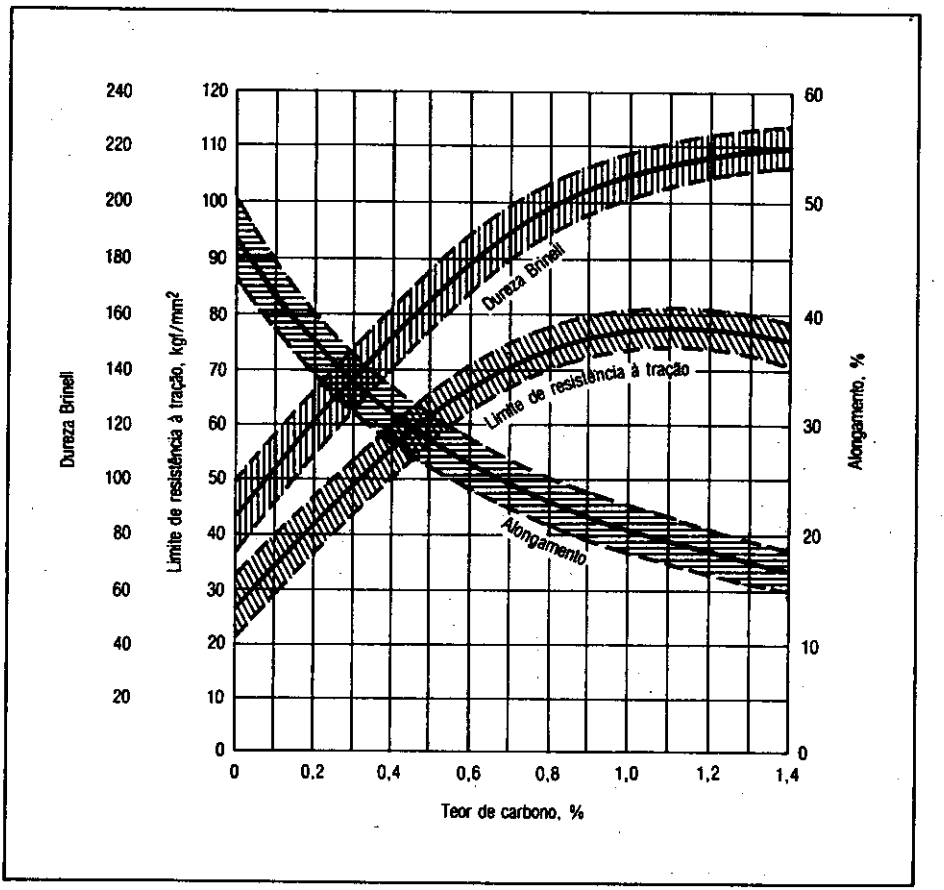


Fig. 3.4 - Influência do teor de carbono sobre as propriedades de aços-carbono resfriados lentamente [1].

Tanto as reações envolvendo o carbono das peças a tratar, como a oxidação do material, decorrem da presença de gases no interior do forno de tratamento. O caminho óbvio para contornar-se o problema seria eliminação da causa, isto é, o tratamento sob vácuo. Tais processos são, entretanto, extremamente caros, somente se justificando em caso de metais reativos como titânio, zircônio etc.

Na prática opta-se pelo controle dos potenciais de oxigênio e de carbono na atmosfera do forno,pelo emprego de materiais de empacotamento, que evitam ou diminuem o contato da atmosfera com a peça, ou pelos banhos de sais fundidos com potenciais de O e C controlados. Como regra geral, os materiais de empacotamento somente são empregados para peças de aços ligados ou ferramenta (normalmente de produção limitada). Para produções maiores opta-se por fornos de banho de sal fundido ou fornos de atmosfera controlada, sendo os últimos preferidos para peças de grande porte.

Está além dos objetivos deste texto discutir as diversas formas de controle dos potenciais de oxigênio e de carbono em atmosfera de fornos. É importante, entretanto, salientar alguns pontos básicos a este respeito:

(1) Nem todos os aços, em todas as aplicações, exigem tratamento térmico isento de oxidação e/ou descarbonetação. Um exemplo típico é uma peça com sobremetal, que após tratada será usinada para as medidas finais. Além disto, obviamente, em diversos casos a prática indica ser mais barata uma limpeza posterior do que a exigência de atmosfera controlada no tratamento térmico.

(2) Como diversas reações ocorrem entre a atmosfera e a peça a tratar, uma atmosfera não oxidante não é garantia de ausência de descarbonetação superficial. Somente o controle das relações CO/CO_2 e H_2/H_2O permite o controle do potencial de oxigênio e carbono.

(3) Nos tratamentos em banhos de sal pode ocorrer descarbonetação superficial, se não forem tomados os cuidados necessários, apesar da ausência de atmosfera.

(4) Os meios de empacotamento (empregados principalmente para o tratamento de aços ferramenta) devem ser escolhidos criteriosamente, pois nem sempre são neutros em altas temperaturas (Fig. 3.5). Além disso, compensações devem ser feitas nos tempos de tratamento quando emprega-se tais envoltórios para as peças.

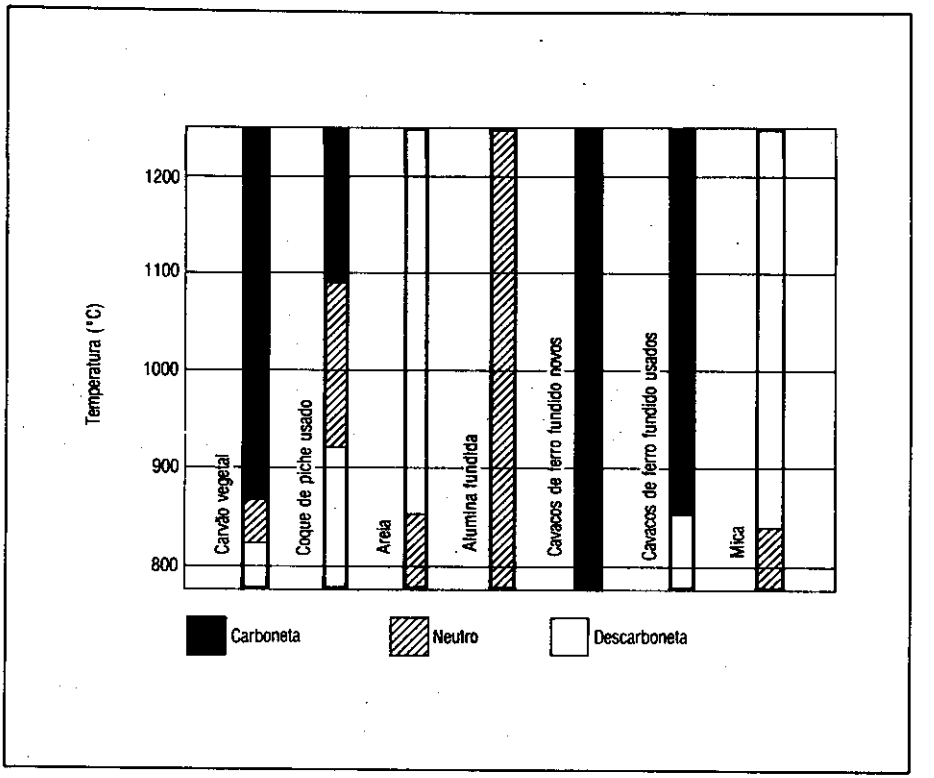


Fig. 3.5 - Faixas aproximadas de emprego de meios de empacotamento [7].

3.4 - NORMALIZAÇÃO [2]

A normalização consiste na austenitização completa do aço, seguida de resfriamento ao ar.

É indicada normalmente para homogeneização da estrutura após o forjamento e antes da têmpera ou revenimento. Obviamente, aços ligados que temperam (endurecem) ao ar não são normalizados.

Comparando-se a estrutura normalizada com a recozida tem-se, na normalizada:

a) Num aço hipoeutectóide, possivelmente menor quantidade de ferrita proeutectóide, e perlita mais fina (menor espaçamento entre as lamelas). Em termos de propriedades mecânicas a dureza e a resistência mecânica mais elevadas, dutilidade (medida por alongamento ou redução de área em ensaio de tração) mais baixa e resistência ao impacto semelhante (Tabela 3.5).

Normalizado					
C %	σ esc. kgf/mm²	σ max. kgf/mm²	Along. %	Estricção %	HB
0,01	18,0	31,5	45	71	90
0,20	31,5	45,0	35	60	120
0,40	35,5	59,5	27	43	165
0,60	42,0	76,5	19	28	220
0,80	49,0	94,0	13	18	260
1,00	70,0	106,5	7	11	295
1,20	70,0	107,0	3	6	315
1,40	67,0	103,5	1	3	300

Recozido					
C %	σ esc. kgf/mm²	σ max. kgf/mm²	Along. %	Estricção %	HB
0,01	12,5	29,0	47	71	90
0,20	25,0	41,0	37	64	115
0,40	31,0	52,5	30	48	145
0,60	34,5	67,0	23	33	190
0,80	36,5	80,5	15	22	220
1,00	36,5	75,5	22	26	195
1,20	35,5	71,5	24	39	200
1,40	35,0	69,0	19	25	215

Tabela 3.5 - Propriedades mecânicas dos aços nos estados normalizados e recozidos [1]
σ esc. = Limite de escoamento
σ máx. = Limite de resistência à tração
HB = Dureza Brinell

b) Num aço hipereutectóide, menos carbonetos em rede ou massivos, e distribuição mais uniforme dos carbonetos existentes, devido à dissolução mais completa dos carbonetos na austenitização para a normalização do que para o recozimento.
A normalização pode ser usada, portanto, para qualquer das seguintes aplicações [2]:

(1) Refino de grão e homogeneização da estrutura visando obter melhor resposta na têmpera ou revenimento posterior.
(2) Melhoria da usinabilidade.
(3) Refino de estruturas brutas de fusão (peças fundidas, p. ex.).
(4) Obter propriedades mecânicas desejadas.

As temperaturas de austenitização para a normalização são encontradas nas Tabelas 3.6 e 3.7, e foram baseadas na experiência de fabricação industrial [2].

Aços (ABNT/AISI)	Temperatura (°C)
1015	900 — 925
1020	900 — 925
1035	870 — 900
1040	845 — 870
1050	845 — 870
1060	815 — 845
1095	815 — 845

Tabela 3.6 - Temperatura de austenitização para a normalização de aços carbono [2].

Aço (ABNT/AISI)	T (°C)	Aço	T (°C)	Aço	T (°C)
1330	900	4320	925	6150	900
1340	870	4340	870	8620	925
3140	870	4520	925	8630	900
3310	925	4620	925	8660	870
4032	900	4720	925	8740	925
4042	870	4820	925	9260	900
4118	925	5120	925	50B40	870
4130	900	5130	900	86B45	870
4140	870	5150	875	94B15	925
		6120	925	94B40	900

Tabela 3.7 - Temperatura de austenitização recomendada para a normalização de aços ligados. São observadas na prática variações de 25°C abaixo e 50°C acima das temperaturas indicadas [2].

3.5 - TÊMPERA

Uma das características mais importantes dos aços como materiais de construção mecânica é a possibilidade de desenvolver combinações ótimas de resistência e tenacidade (medida pela resistência ao impacto). A estrutura que classicamente permite tais combinações é a estrutura martensítica revenida.

A têmpera consiste em resfriar o aço, após austenitização, a uma velocidade suficientemente rápida para evitar as transformações perlíticas e bainíticas na peça em questão. Deste modo, obtém-se estrutura metaestável martensítica.

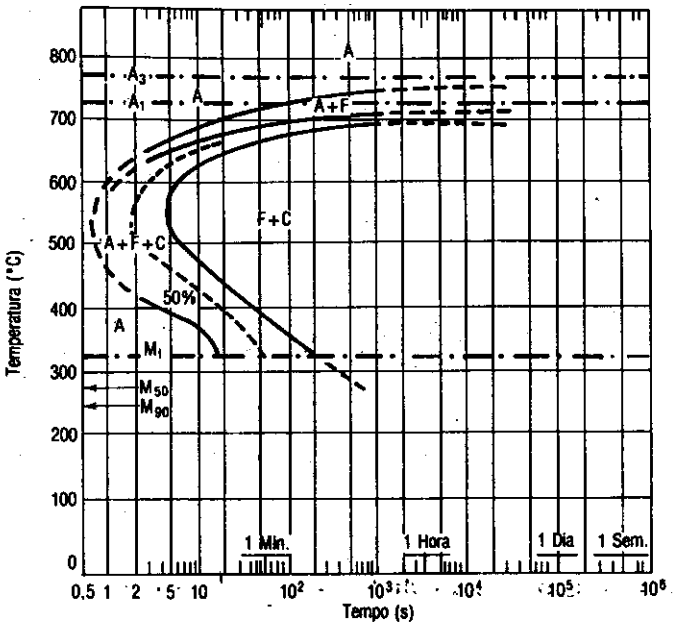
Como os diferentes aços apresentam curvas ITT diferentes, a taxa mínima de resfriamento necessário (denominada velocidade crítica) para evitar as transformações perlítica e bainítica varia em uma faixa bastante larga. Na Fig. 3.6, por exemplo, são apresentadas as curvas ITT de dois aços com diferentes características de transformações de fase. Enquanto no aço 4340 (Fig. 3.6.b) as transformações perlítica e bainítica têm seu início retardado pela presença de elementos de liga, facilitando a têmpera, no aço 1050 (Fig. 3.6.a) é mais difícil obter-se uma estrutura 100% martensítica mesmo com resfriamento extremamente rápido, pois o "nariz" da curva ITT situa-se muito próximo ao eixo vertical.

Deve-se ainda observar que aumentando-se o teor de carbono do aço, diminui-se a temperatura para início e fim da formação da martensita (Fig. 3.7). Também a dureza martensítica aumenta com o teor de carbono (Fig. 3.8). Em vista disso os aços carbono para têmpera apresentam um teor de carbono maior que 0,3%, pois abaixo deste teor o efeito endurecedor provocado pela têmpera seria muito pequeno.

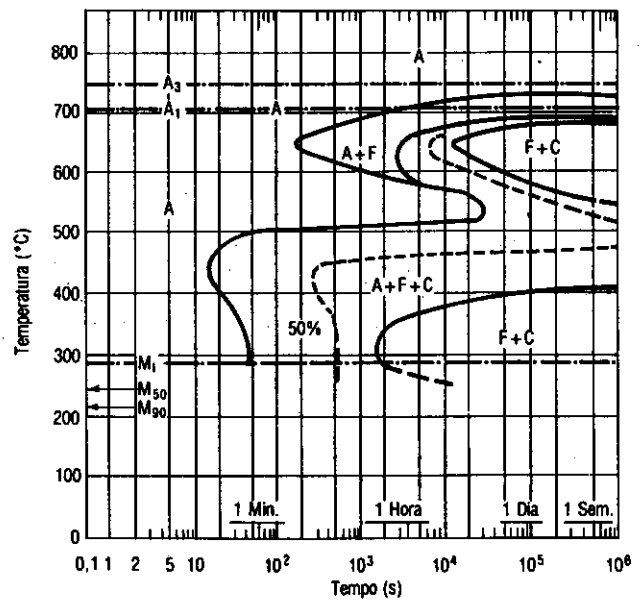
3.5.1 - Meios de têmpera

Para o controle da taxa de resfriamento utilizam-se diversos meios de têmpera, com diferentes capacidades de extração de calor (severidade). Os meios de têmpera mais comuns são: água, óleo e ar, embora outros meios líquidos ou gasosos possam ser empregados.

A têmpera em meio líquido ocorre em três estágios, à proporção que a peça esfria, (Fig. 3.9):



a) Curva ITT do aço AISI/ABNT 1050



b) Curva ITT do aço AISI/ABNT 4340

Fig. 3.6 - No aço ligado (b) é mais fácil a têmpera (formação da martensita) do que no aço carbono (a) [8].

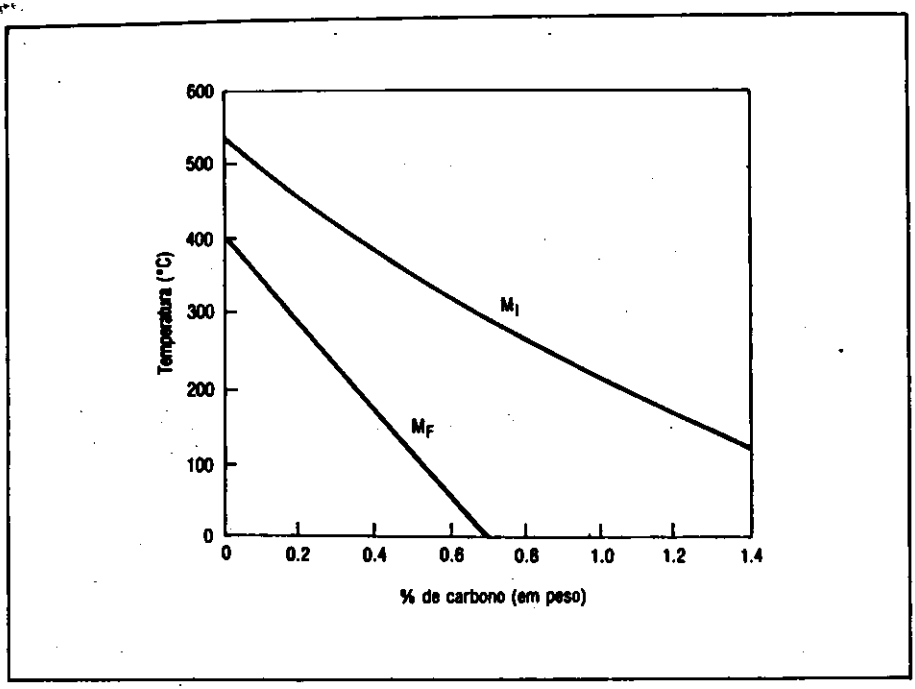


Fig. 3.7 - Efeito do teor de carbono nas temperaturas de início (M_I) e fim (M_F) da transformação austenita → martensita [3].

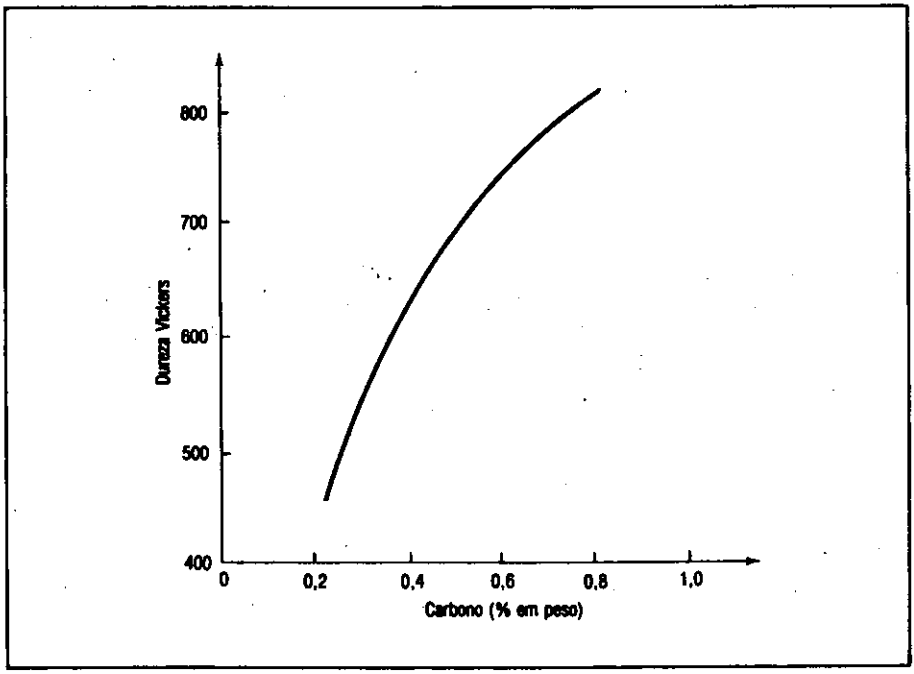


Fig. 3.8 - Variação da dureza martensítica em função do teor de carbono dos aços carbono [9].

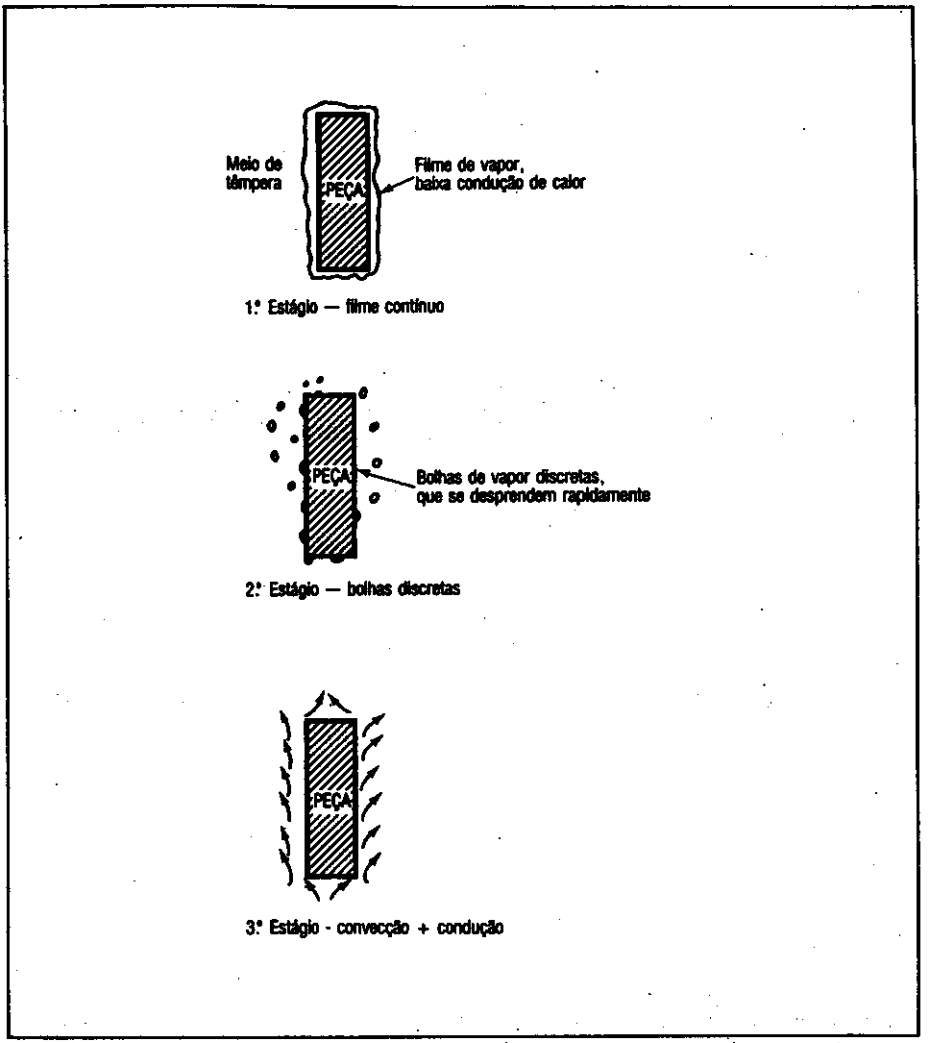


Fig. 3.9 - Estágios da têmpera em meio líquido.

1.º) Formação de filme contínuo de vapor sobre a peça. Este estágio deve ser tão curto quanto possível, pois está associado à faixa de temperatura entre A_1 e a temperatura de maior velocidade de reação perlítica. A água apresenta um estágio de filme contínuo particularmente longo. Para aliviar este problema pode-se agitar a peça durante o início da têmpera para romper o filme ou dissolver pequena quantidade de sal na água (0,2% NaCl, por exemplo), que tem excelente efeito em reduzir a duração do primeiro estágio.

2.º) Formação discreta da bolha de vapor sobre a peça. Quando a peça esfria o suficiente, o filme contínuo de vapor dá lugar à formação e subseqüente desprendimento de bolhas. Neste estágio também é importante a agitação (ou circulação forçada do meio de têmpera), para se evitar a permanência de bolhas sobre os mesmos pontos por tempos longos, causando pontos resfriados mais lentamente, chamados pontos moles.

3.º) Resfriamento por condução e convecção. Neste estágio a peça já atingiu superficialmente uma temperatura insuficiente para vaporizar o meio de têmpera. Este estágio é controlado, basicamente, pela capacidade calorífera do meio de têmpera, pelas condições interfaciais peça-meio de têmpera e pela agitação. A água apresenta um 3º estágio extremamente rápido.

3.5.2 - Tensões na têmpera

Enquanto no recozimento não se encontram gradientes de temperatura sensíveis nas peças durante o resfriamento, a severidade com que este ocorre na têmpera faz surgir gradientes bastante acentuados entre o centro e a superfície.

Para uma mesma peça, estes gradientes serão tanto maiores quanto mais severo for o meio da têmpera, como mostram as Figs. 3.10 e 3.11. A presença destes gradientes de temperatura na peça a temperar, faz surgir tensões internas, associadas à:

(1) Contração do aço durante o resfriamento.
(2) Expansão associada com a transformação martensítica.
(3) Mudanças bruscas de secção e outros concentradores de tensões.

Dependendo da magnitude das tensões resultantes da combinação destes esforços, podem ocorrer: deformação plástica (empeno da peça), ruptura (trincas de têmpera) e tensões residuais.

Basicamente, o estágio mais importante de têmpera com relação às tensões é o terceiro, pois durante este estágio ocorrerá a transformação martensítica acentuando o estado de tensões na peça, como mostra o esquema da Fig. 3.12. O ideal é que o terceiro estágio seja lento, pois já não há risco de ocorrerem as transformações ferrítica-perlítica ou bainítica e deste modo se obtém menos tensões na têmpera.

Também quanto mais severo for o meio de têmpera, maiores serão as chances de trincas nas peças e maiores serão suas deformações (Fig. 3.13).

Operacionalmente, a têmpera pode ser feita em lotes ou em equipamentos contínuos (Fig. 3.14).

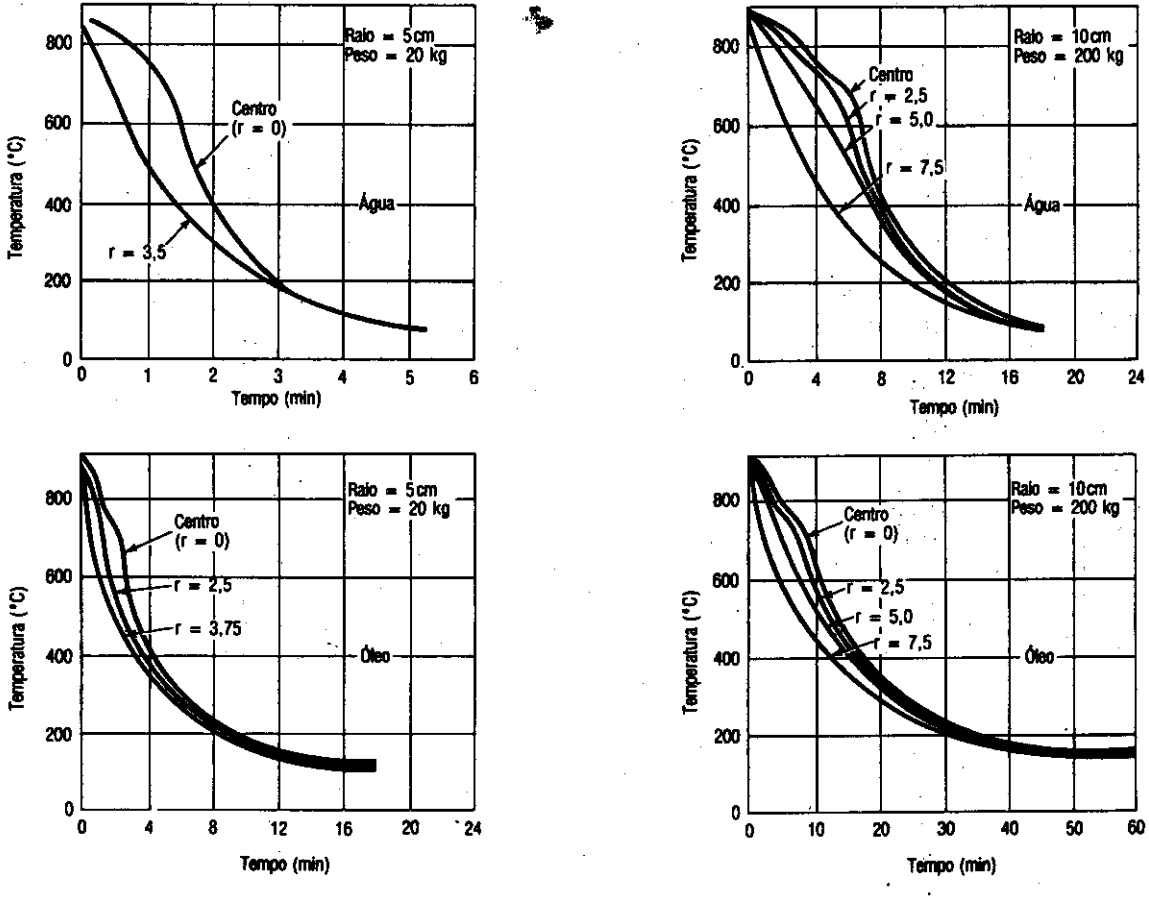


Fig. 3.10 - Efeito do diâmetro, massa e meio refrigerante nas curvas de resfriamento de um aço AISI/ABNT 1045 [2].

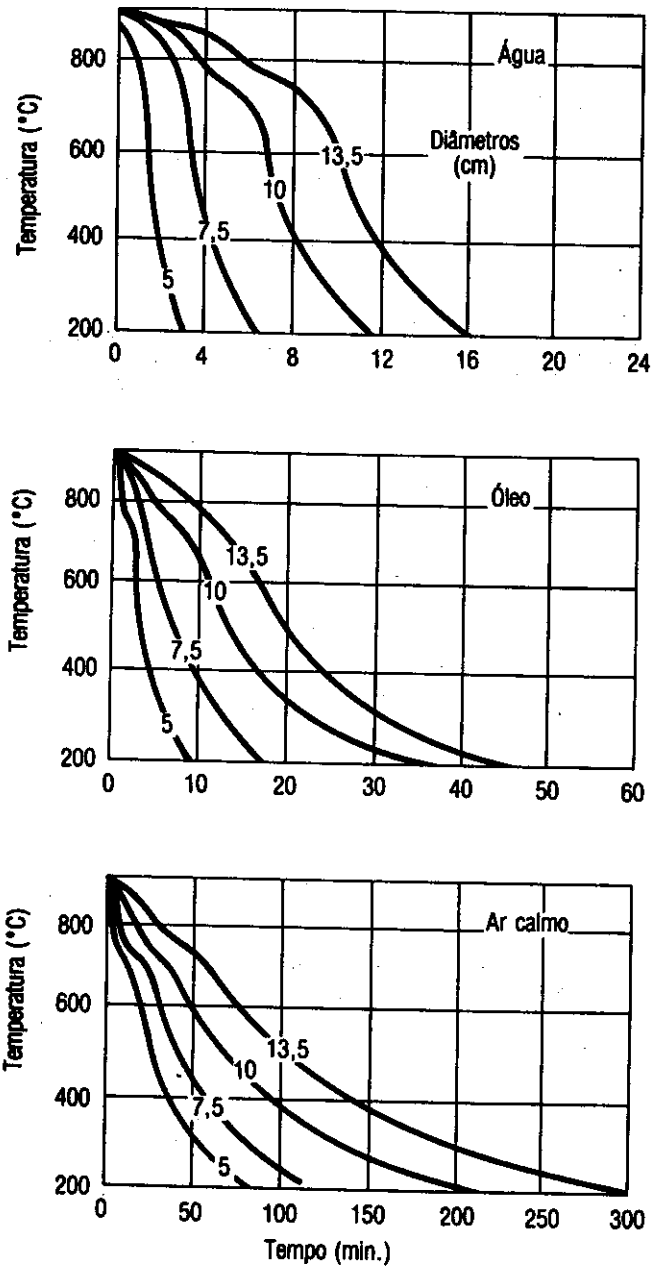


Fig. 3.11 - Efeito do diâmetro da barra e do meio refrigerante nas curvas de resfriamento do aço AISI/ABNT 1045. As curvas referem-se ao centro das barras [2].

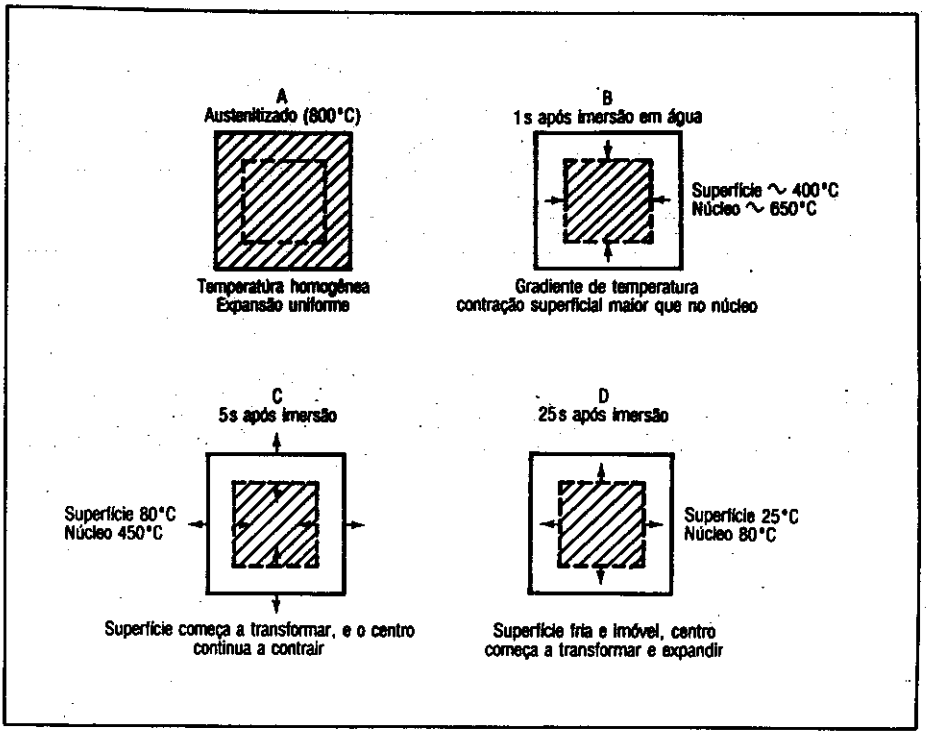
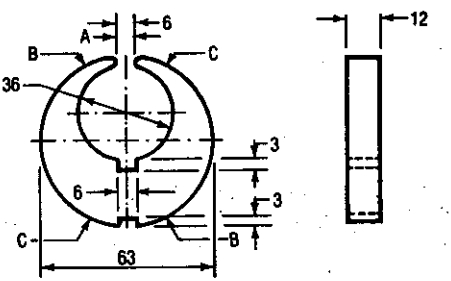


Fig. 3.12 - Ilustração esquemática do estado de tensão existente num bloco de aço durante a têmpera em água [7].



Têmpera em	Variação Dimensional (mm)		
	A	B	C
Água	0,34	0,26	0,29
Óleo	0,06	0,10	0,10

Fig. 3.13 - Variação dimensional de uma peça de aço AISI/ABNT 1085 após têmpera em água e óleo [2].

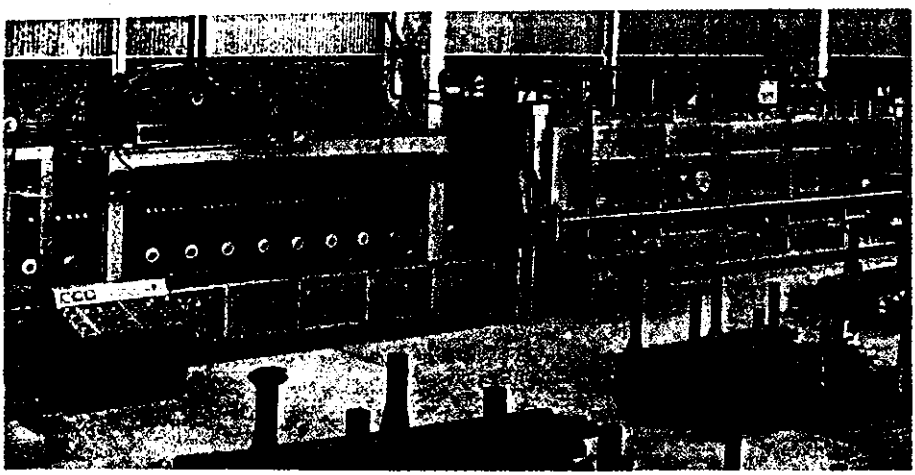


Fig 3.14 - Equipamentos para têmpera contínua da Eletrometal.

3.6 - TEMPERABILIDADE (HARDENABILITY) [1, 13]

O conceito de temperabilidade é associado à capacidade de endurecimento do aço durante o resfriamento rápido (têmpera), ou seja, sua capacidade de formar martensita a uma determinada profundidade em uma peça.

Os métodos utilizados para avaliar a temperabilidade são:

(1) Taxa de resfriamento crítico.
(2) Ensaio Grossmann
(3) Ensaio Jominy

3.6.1 - Taxa de resfriamento crítico

Corresponde à menor taxa de resfriamento que pode ser utilizada, para que toda a estrutura obtida ainda seja martensítica. É um método simples e pode ser utilizado diretamente na curva CCT do aço (Fig. 3.15). A dificuldade de se empregar este método é que na literatura a quantidade de curvas CCT encontradas é pequena, e o levantamento destas curvas requer equipamento sofisticado e caro (dilatômetro), além de pessoal bastante especializado.

Optou-se então, na prática, pelo desenvolvimento de outros ensaios mais simples como o de Grossmann e o de Jominy. Na realidade o ensaio de Grossmann foi idealizado em 1940, muito antes do aparecimento dos dilatômetros comerciais mais sofisticados.

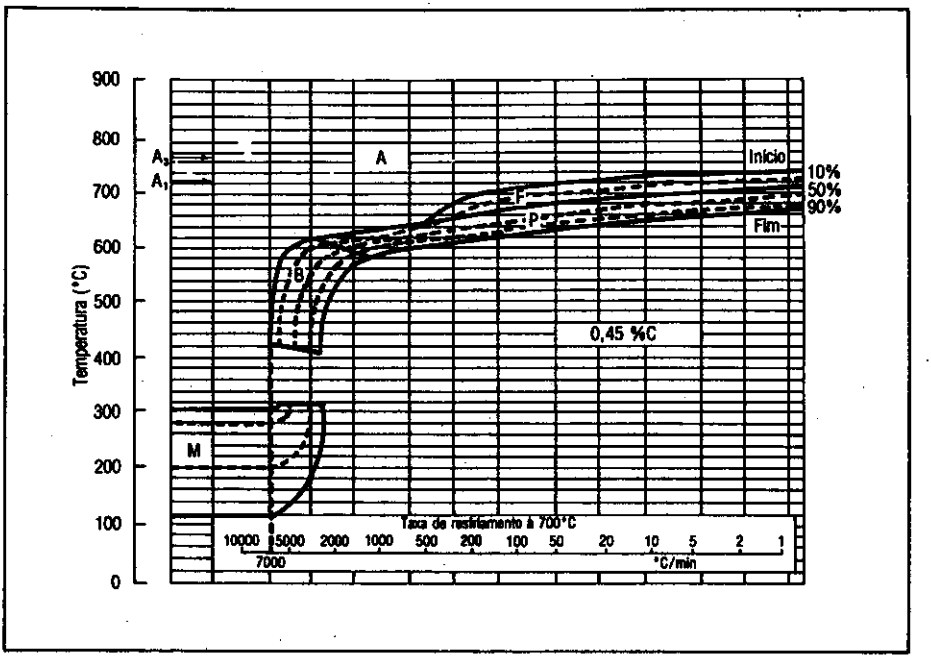


Fig. 3.15 - Diagrama de resfriamento contínuo do aço AISI/ABNT 1045. A taxa de resfriamento crítico para esse aço seria de 7.000°C/min. ou 110°C/segundo [10].

3.6.2 - Ensaio Grossmann [1, 13]

Consiste em resfriar, a partir do estado austenítico, uma série de barras cilíndricas, de diâmetros crescentes, em condições controladas de resfriamento. As barras são serradas e mede-se a dureza no centro das mesmas. Coloca-se então, em um gráfico, a dureza do centro das barras versus o diâmetro das mesmas (Fig. 3.16). Na região onde ocorre uma inflexão nesta curva é definido o "Diâmetro crítico — Dc". Esta inflexão é tomada como a transição entre a estrutura martensítica e a estrutura ferrítica/perlítica de menor dureza. Assim, se um aço A apresenta um diâmetro crítico de 2,5 cm e um outro aço B, um diâmetro crítico de 4 cm, significa que o aço B tem maior temperabilidade que o aço A. Ou seja, o aço B apresenta uma profundidade de endurecimento (região martensítica) maior que a do aço A.

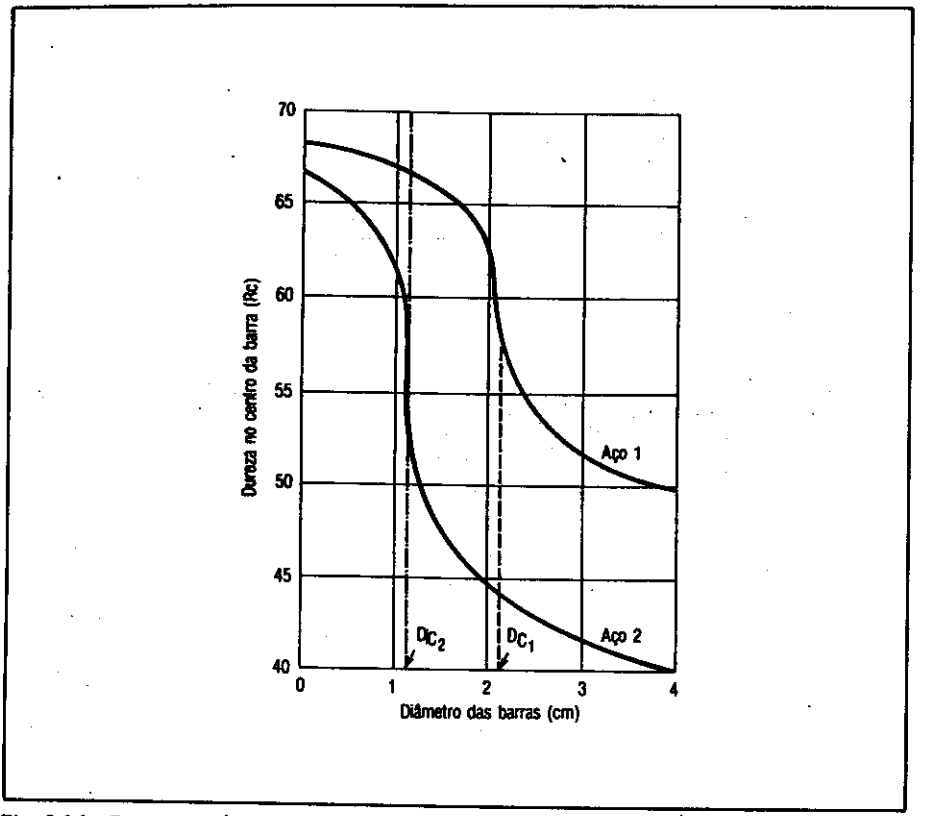


Fig. 3.16 - Curva esquemática do ensaio Grossmann [1].

3.6.3 - Ensaio Jominy [1, 13]

Uma das limitações do Ensaio Grossmann é que para se determinar o Diâmetro Crítico necessita-se de uma série de barras, com diferentes diâmetros. Visando uma maior rapidez no teste de temperabilidade, Jominy apresentou um ensaio utilizando uma única barra de 1 polegada de diâmetro por 4 polegadas de comprimento. Essa barra é austenitizada e em seguida resfriada com um jato de água em condições padronizadas (Fig. 3.17).

Depois de resfriada, faz-se, longitudinalmente, uma trilha retificada na amostra e mede-se a dureza a partir da extremidade resfriada (Fig. 3.17). Comparando-se a curva Jominy de dois aços A e B (Fig. 3.18), observa-se que embora ambos tenham igual dureza máxima (66Rc), o aço A tem uma maior "penetração de dureza" que o aço B. Assim o aço A apresenta uma maior capacidade de endurecimento, ou seja, tem uma maior temperabilidade que o aço B.

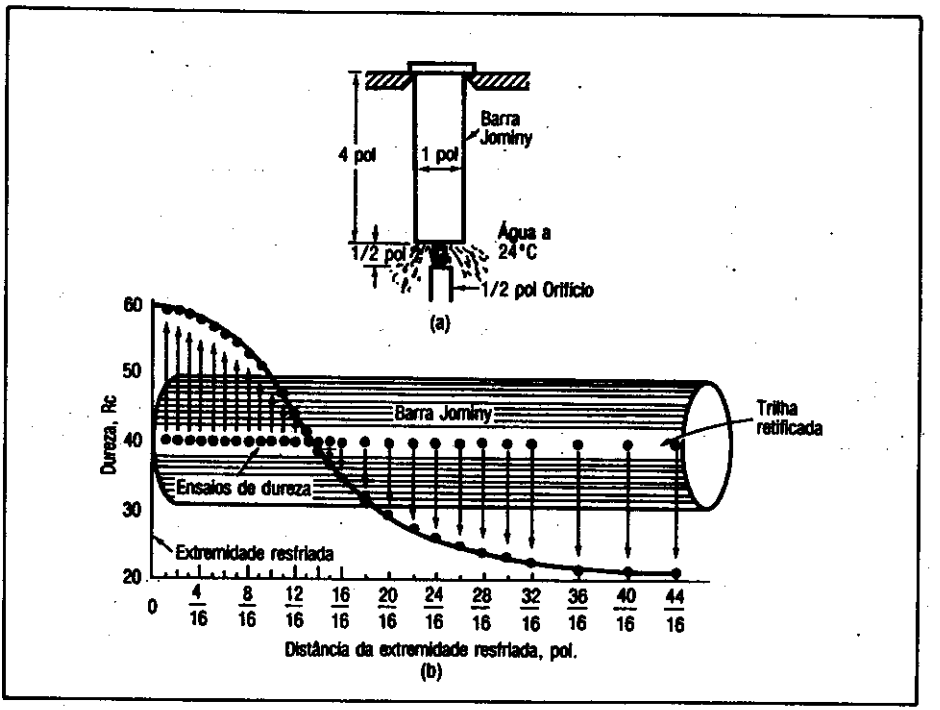


Fig. 3.17 - Ensaio Jominy de temperabilidade [11].

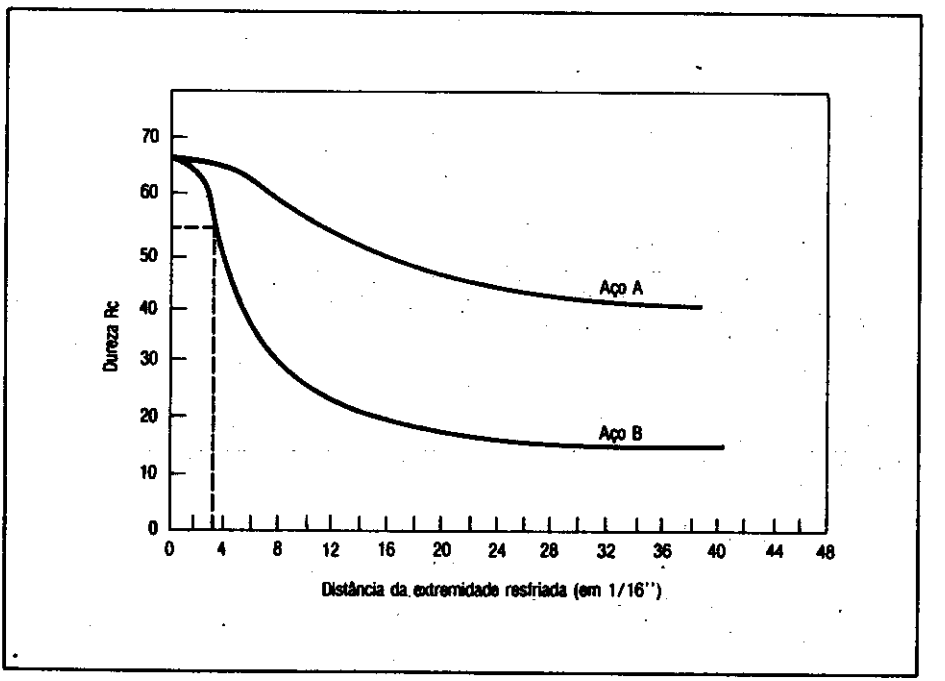


Fig. 3.18 - Curva Jominy para dois aços: A e B.

Se forem feitos vários Ensaios Jominy para um mesmo tipo de aço (1040, por exemplo), porém com amostras provenientes de diversas fontes, haverá uma dispersão de resultados. Isto, obviamente, em função de diferenças na estrutura dos aços (tamanho de grão, inclusões etc.) e nas suas composições químicas. Por exemplo, um aço 1040, poderá ter, por norma, seu teor de carbono variando de 0,37 a 0,44%, assim como apresentar variações nos outros elementos de liga (Mn, Si etc.).

Devido a isto, as curvas dos Ensaios Jominy obtidas da literatura, apresentam uma faixa de dureza e não uma dureza única (Fig. 3.19).

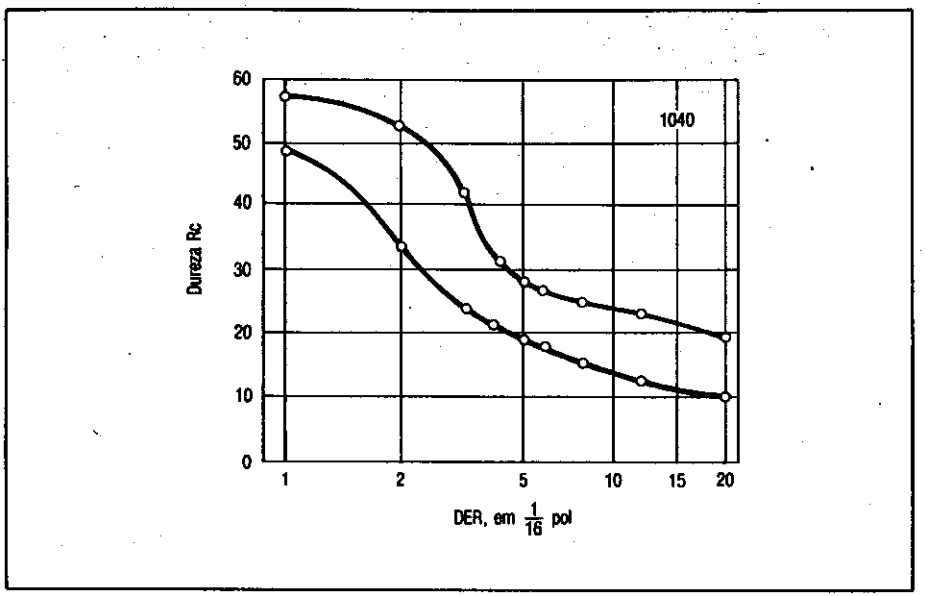


Fig. 3.19 - Curva Jominy para o aço AISI/ABNT 1040 [12].

3.6.4 - Fatores que afetam a temperabilidade [1]

Para se aumentar a temperabilidade do aço, deve-se retardar a formação da ferrita, cementita, perlita e bainita, ou seja, deve-se deslocar a curva ITT para tempos mais longos. Obtém-se isto com:

(1) Elementos de liga dissolvidos na austenita (exceto o cobalto).
(2) Granulação grosseira da austenita. Para diminuir áreas de nucleação heterogênea dos compostos difusionais (ferrita, perlita, cementita e bainita), visto que os contornos de grão funcionam como locais preferenciais para a nucleação destes compostos.

(3) Homogeneidade da austenita, com ausência de inclusões ou precipitados, para dificultar a nucleação dos compostos difusionais.

Obviamente que para se diminuir a temperabilidade as providências são opostas às citadas.

3.6.5 - Técnicas para se revelar o contorno do grão austenítico

Para se revelar o contorno do grão austenítico existem várias técnicas, as quais foram revistas recentemente [14]:

a) Transformação Parcial

Consiste em se fazer um tratamento isotérmico na amostra, deixando crescer compostos difusionais como a ferrita (aço C < 0,8%), a perlita (aço C = 0,8%) ou a cementita (aço C > 0,8%). Antes de terminar a transformação, interrompe-se este crescimento resfriando-se a amostra em água. Como estes compostos crescem preferencialmente no contorno de grão austenítico, após o resfriamento em água, os compostos indicarão o local do "antigo" contorno de grão austenítico (pois a amostra agora é martensítica). Para tamanhos de grãos austeníticos maiores que 100μm o método funciona bem, porém para diâmetros menores que 100μm o mesmo não funciona satisfatoriamente (Fig. 3.20a).

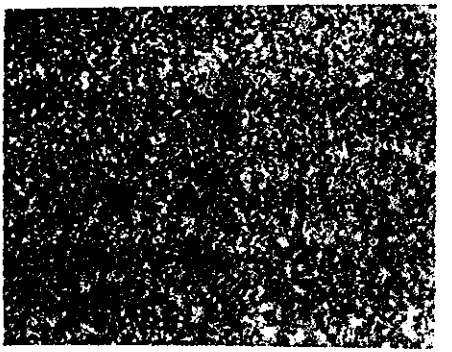
b) Oxidação Superficial (método de Kohn) [15].

Consiste em se polir a amostra e depois oxidá-la superficialmente em forno, a 900°C, por alguns segundos. A amostra é então repolida levemente. Como a região do contorno de grão é oxidada mais profundamente que o centro do mesmo, após o repolimento a região do contorno de grão ficará visível. O inconveniente deste método, além do aquecimento, que provoca um crescimento do grão austenítico, é que, às vezes forma-se na superfície da amostra uma rede de óxido de ferro que se confunde com o contorno do grão austenítico (Fig. 3.20b). Após o repolimento, o ataque é feito com reativo de Béchet [16] (solução aquosa de ácido pícrico mais 0,5% de um alkil-sulfonato de sódio).

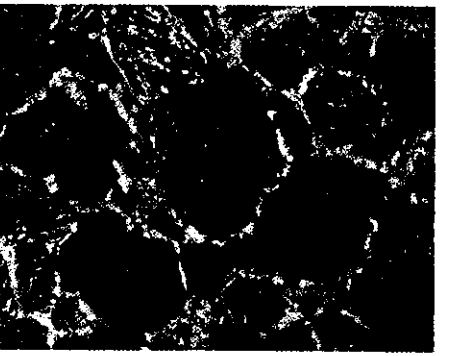
c) Reativo de Vilela com 0,5% de Alkil-Sulfonato de Sódio (agente molhante ou detergente)

Esta técnica não apresenta um contorno de grão muito nítido, porém é a única feita sem aquecer a amostra, apresentando resultados mais confiáveis (Fig. 3.20c). O reagente de Vilela consiste de ácido pícrico (1 g), ácido clorídrico (5 ml) e álcool etílico (95 ml).

a) Transformação parcial

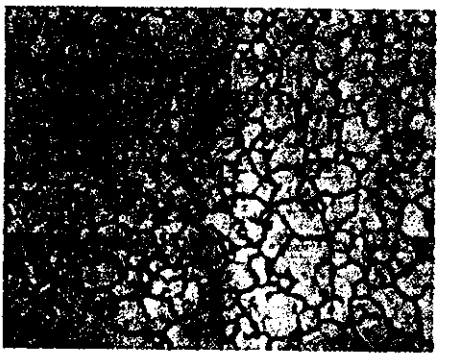


1020 Grão Fino NITAL, 80X



1020, Grão Grosso, NITAL, 80X

b) Oxidação Superficial (Método de Kohn)



1020, Reativo de Béchet, 100X

1080, Grão Grosso, Reativo de Béchet, 100X

c) Reativo de Vilela + agente molhante.

1020, 150X

Fig. 3.20 - Técnicas para revelar o contorno de grão austenítico [12].

3.6.6 - Crescimento do grão austenítico

O crescimento do grão austenítico é um processo que depende do tempo, da temperatura e é, normalmente, controlado pela presença de partículas finas (diâmetros menores que 100Å) dispersas (AlN, p. ex., vide Cap. 5). Em geral, para uma certa temperatura, o crescimento de grão é bastante rápido nos primeiros 10 minutos de aquecimento, após o que é apenas marginal (Fig. 3.21). Assim,para que o grão austenítico volte a crescer novamente, e de uma maneira significativa, seria necessário elevar a temperatura do forno.

O aumento do grão austenítico para melhoria da temperabilidade não é um processo indicado, pois acarreta deterioração nas propriedades mecânicas, principalmente na tenacidade dos aços de alto carbono (Tabela 3.8). Assim,para se aumentar a temperabilidade de um aço são empregados os elementos de liga, e não o crescimento provocado do grão austenítico.

Na prática costuma-se usar a escala da norma ASTM E112 para medir tamanhos de grão (Fig. 3.22). Nesta escala quanto maior o número, menor é o diâmetro do grão austenítico.

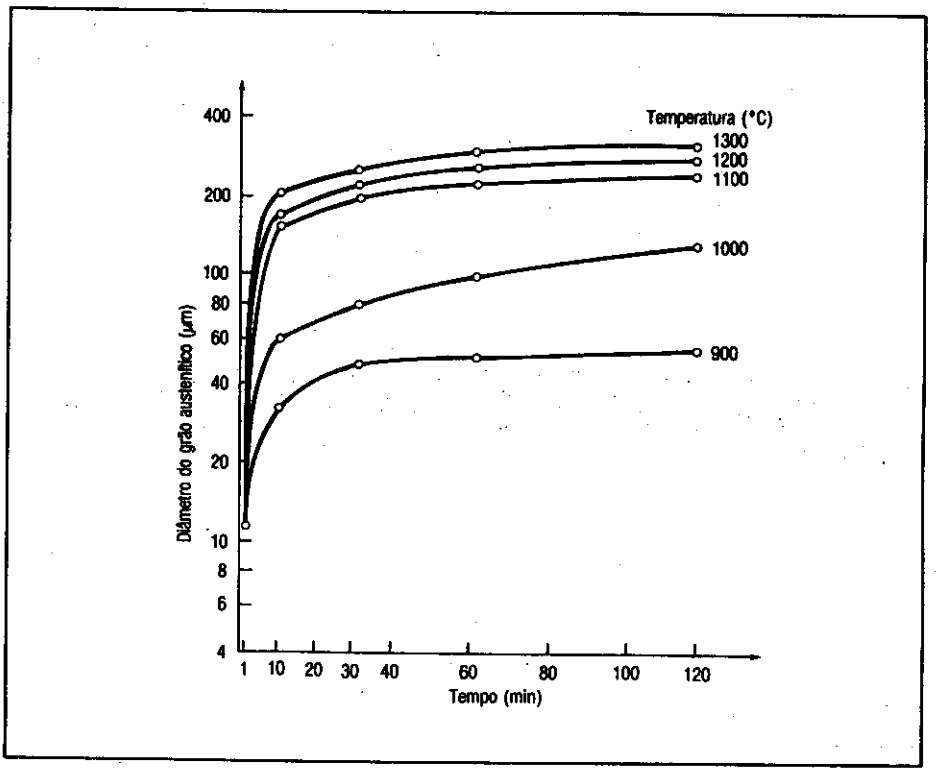


Fig. 3.21 - Cinética de crescimento do grão austenítico para o aço Fe - 0,4C - 1,0Mn [17].

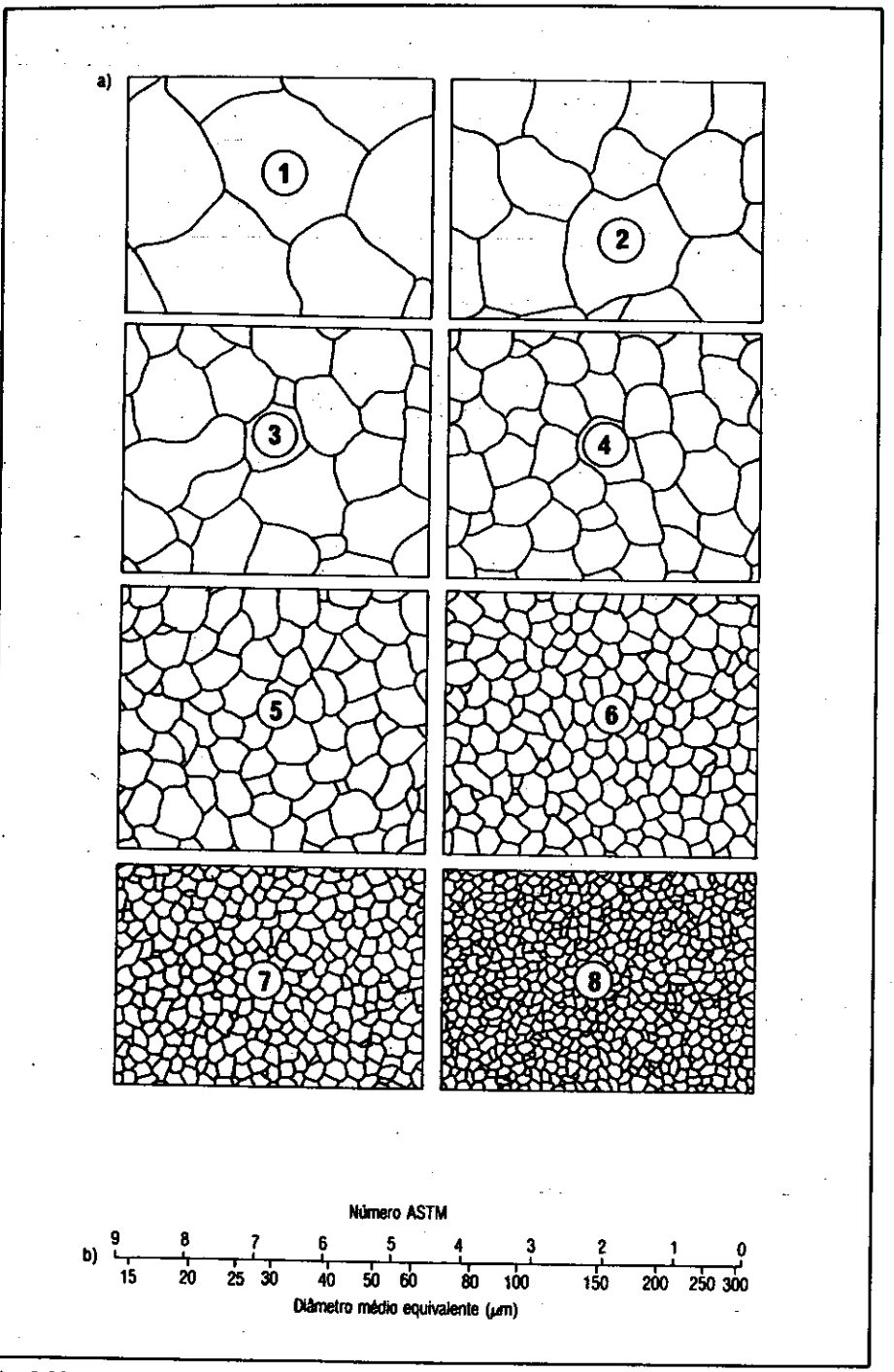


Fig. 3.22 - Tamanho de grão ASTM (a) e escala de conversão do número de grão ASTM em diâmetro médio equivalente (b) [1, 19]. (Figura fora de escala).

Aço (ABNT/AISI)	Diâmetro do grão austenítico (μm)	Limite de resistência (MPa)	Alongamento (%)	Redução de área (%)
1020	20	580	30	65
1020	400	520	25	65
1040	20	700	20	50
1040	150	700	17	35
1080	30	1000	17	30
1080	300	1070	3	5

Tabela 3.8 - Efeito do tamanho de grão nas propriedades mecânicas dos aços carbono [18].

3.7 - REVENIMENTO

A martensita como temperada é extremamente dura e frágil. Peças deixadas permanecer nesta condição de alto tensionamento interno (tanto macroscópico como microscópico) correm grande risco de trincar, exceto quando apresentam teor de carbono extremamente baixo. Por outro lado, a baixa tenacidade torna estas estruturas sem emprego prático.

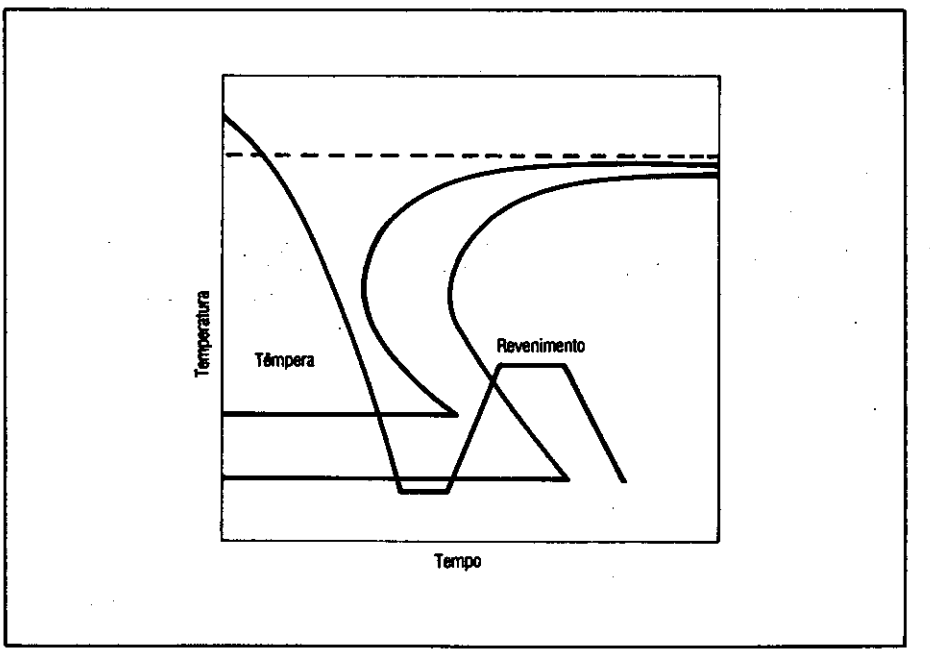


Fig. 3.23 - Ciclo de têmpera + revenimento.

Para se atingir valores adequados de resistência mecânica e tenacidade deve-se, logo após a têmpera, proceder ao revenimento. Este tratamento consiste em aquecer uniformemente até uma temperatura abaixo daquela de austenitização, mantendo o aço nesta temperatura por tempo suficiente para equalização de temperatura e obtenção das propriedades desejadas (Fig. 3.23).

3.7.1 - Efeito nas propriedades

A Fig. 3.24 mostra as propriedades mais representativas do aço AISI/ABNT 8640 em função da temperatura de revenimento. As curvas foram levantadas para corpo de prova de 12mm de diâmetro para minimizar a variação estrutural ao longo da seção transversal das amostras.

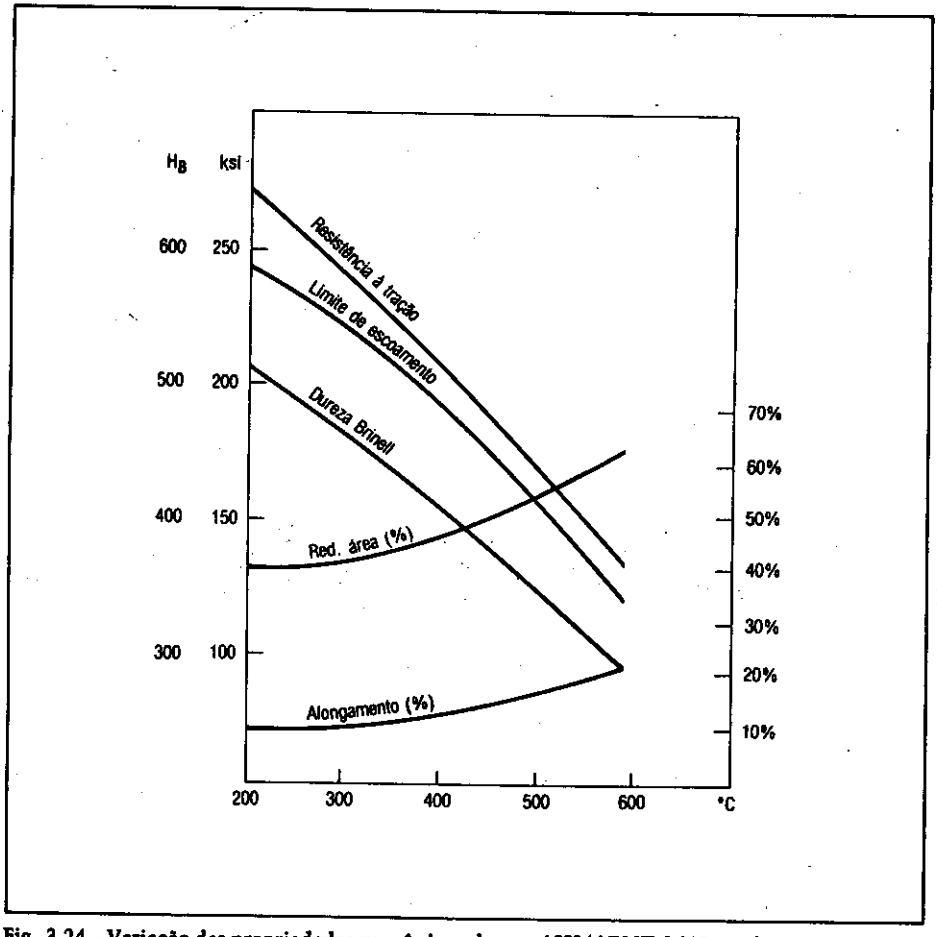


Fig. 3.24 - Variação das propriedades mecânicas do aço AISI/ABNT 8640 em função da temperatura de revenimento [20].

Observando-se a Fig. 3.24, pode-se notar claramente o conflito básico existente entre propriedades de resistência (resistência à tração, limite de escoamento, dureza) e propriedades de dutilidade e tenacidade (redução de área, alongamento e, em linhas gerais, resistência ao impacto). Esta é uma característica básica de quase todos os mecanismos de aumento de resistência em aços (e em outras ligas também).

As mudanças nas propriedades dos aços dependem do tempo e da temperatura de revenimento. Em geral, nos primeiros minutos de revenimento a queda de dureza é acentuada (Fig. 3.25), porém a partir de 2 horas de revenimento a perda de dureza não é expressiva (Fig. 3.26). Assim,para a continuidade na diminuição da dureza do aço seria mais conveniente aumentar a temperatura do que mantê-lo numa temperatura inferior por um tempo muito longo.

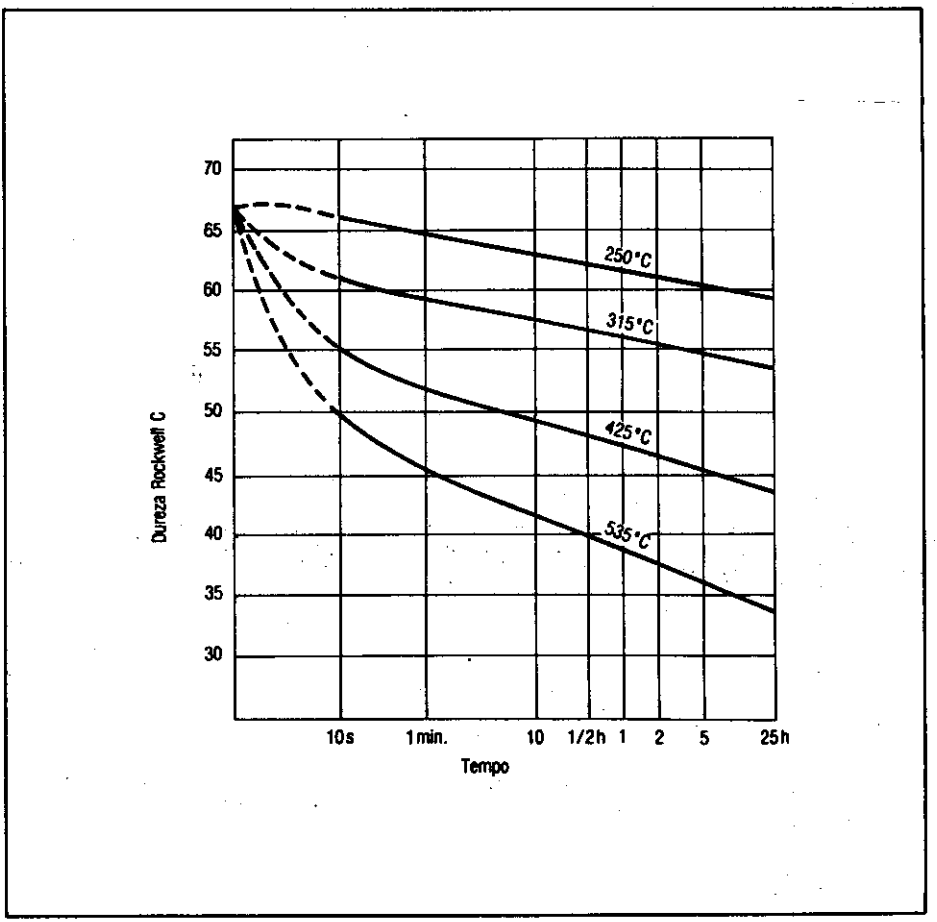


Fig. 3.25 - Efeito da duração do revenimento de um aço com 0,82%C sobre a dureza, a quatro temperaturas diferentes [13].

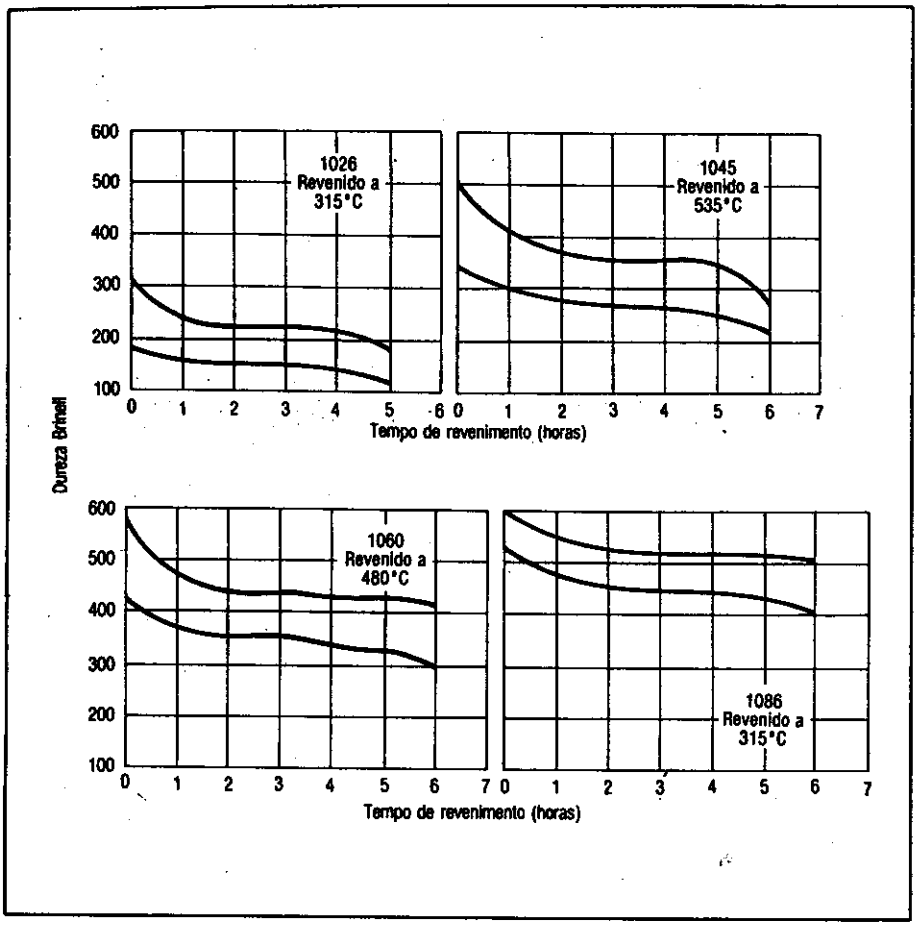


Fig. 3.26 - Efeito do tempo de revenimento na dureza de aços carbono [2].

3.7.2 - Transformações no revenimento de aços carbono

Sendo a martensita uma estrutura metaestável, o aquecimento facilita a busca do equilíbrio. Como foi visto anteriormente, a metaestabilidade da martensita é caracterizada pela permanência dos átomos de carbono nos interstícios em que se encontravam na austenita. Assim, fornecendo-se energia para difusão (revenimento), o carbono sairá da supersaturação, precipitando-se como carboneto. Esta precipitação conduz à diminuição da dureza, como mostra a Fig. 3.27. Além disto, o revenimento funciona como uma operação de alívio de tensões da têmpera.

Para os aços carbono são verificados os seguintes estágios de revenimento [21]:

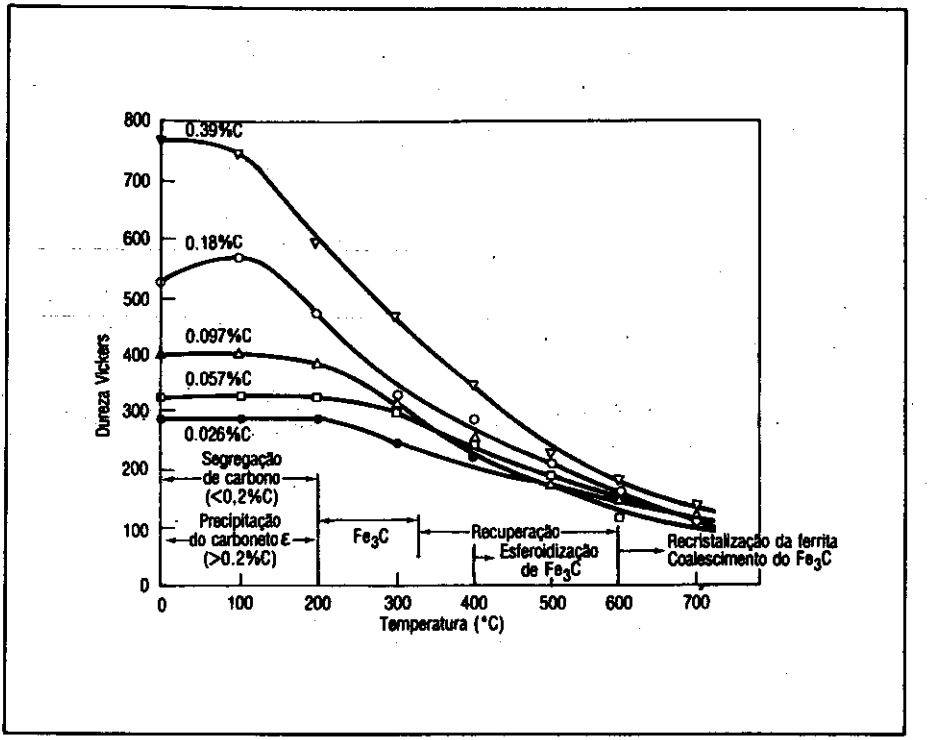


Fig. 3.27 - Dureza e transformações do revenimento em aços carbono, aquecidos por 1 hora entre 100 e 700°C [21].

1 — Até 250°C

Em aços com C < 0,25% ocorre a difusão do carbono na martensita. Em aços com C > 0,25% ocorre a precipitação do carboneto ε (hexagonal de corpo centrado) na forma de pequenas ripas ou barras redondas, reduzindo-se o teor de carbono da martensita para aproximadamente 0,25%. Com isso a martensita perde parcialmente sua tetragonalidade (a relação c/a da estrutura martensítica descresce com a diminuição do seu teor de carbono. Ver capítulo 2, item 2.5). Essa precipitação de carboneto ε leva, às vezes, no caso de aços com alto teor de carbono a um aumento de dureza, pelo mecanismo de endurecimento por precipitação.

2 — De 200 a 350°C

Durante este estágio a austenita retida é decomposta entre 230 a 300°C, formando ferrita e cementita,com características de bainita.

Entre 100 e 300°C ocorre a precipitação da cementita na forma de barras e a martensita perde sua tetragonalidade transformando-se em ferrita. A medida que as partículas de cementita crescem as de carboneto ε vão desaparecendo gradualmente.

3 — 350 a 700°C

Entre 300 e 400°C inicia-se o coalescimento da cementita e esta torna-se totalmente esferoidal a 700°C.

Entre 350 e 600°C ocorre uma pronunciada redução na densidade de discordância (recuperação) e a ferrita formada apresenta os mesmos contornos das antigas ripas martensíticas.

Entre 600 e 700°C o processo de recuperação é substituído pelo de recristalização, o que resulta na formação de grãos de ferrita equiaxiais com partículas esferoidais de cementita no contorno e no interior dos mesmos.

A continuação do processo é um coalescimento contínuo das partículas de cementita e um gradual crescimento dos grãos ferríticos.

O revenimento dos aços ligados será discutido posteriormente.

3.7.3 - Revenimento múltiplo

Aços de alta temperabilidade, como os aços ferramenta, são, em geral, revenidos duas vezes. O primeiro revenimento deve se iniciar com a peça ainda morna (60° a 90°C). Durante este revenimento ocorrem: alívio de tensões, revenimento de martensita e precipitação de carbonetos na austenita retida (austenita não transformada durante a têmpera — Em certos aços pode chegar a 30% da estrutura como temperada) [21]. O abaixamento do teor de carbono dissolvido na austenita retida (pela precipitação de carbonetos), aumenta sua temperatura M_I (Fig. 3.7) e ela tempera durante o resfriamento do primeiro revenimento, formando mais martensita. O segundo revenimento tem a função de revenir esta nova martensita. Este tratamento de duplo revenimento é muito eficiente na estabilização dimensional de ferramentas, calibres, etc., que podem ser revenidos até mais de duas vezes.

3.7.4 - Fragilidade do revenido [2]

Para os aços carbono e baixa liga o aumento da temperatura de revenimento até 200°C provoca um aumento da dutilidade.

Entretanto, se o aço for revenido entre 260° e 315°C, o mesmo apresentará uma menor resistência ao choque do que se for revenido a 150°C, ou seja, entre 260° e 315°C ocorre fragilização.

Outra faixa em que ocorre fragilização é entre 450 e 600°C, para aços com níquel e cromo (série 31 XX, por exemplo).

Estes fenômenos de fragilização são especialmente perigosos, uma vez que nenhuma das demais propriedades é alterada, só podendo ser detectados com auxílio do ensaio de impacto (Charpy, por exemplo, Fig. 3.28).

Aços que necessitam ser temperados nestas faixas críticas, principalmente na de 230° a 350°C têm, em geral, adições de molibdênio ou silício às suas composições, para evitar a fragilização.

No caso de revenimentos realizados acima de 500°C deve-se utilizar o resfriamento em água após o revenimento se houver qualquer dúvida quanto à possibilidade de fragilização do aço. Assim, minimiza-se a permanência na faixa crítica.

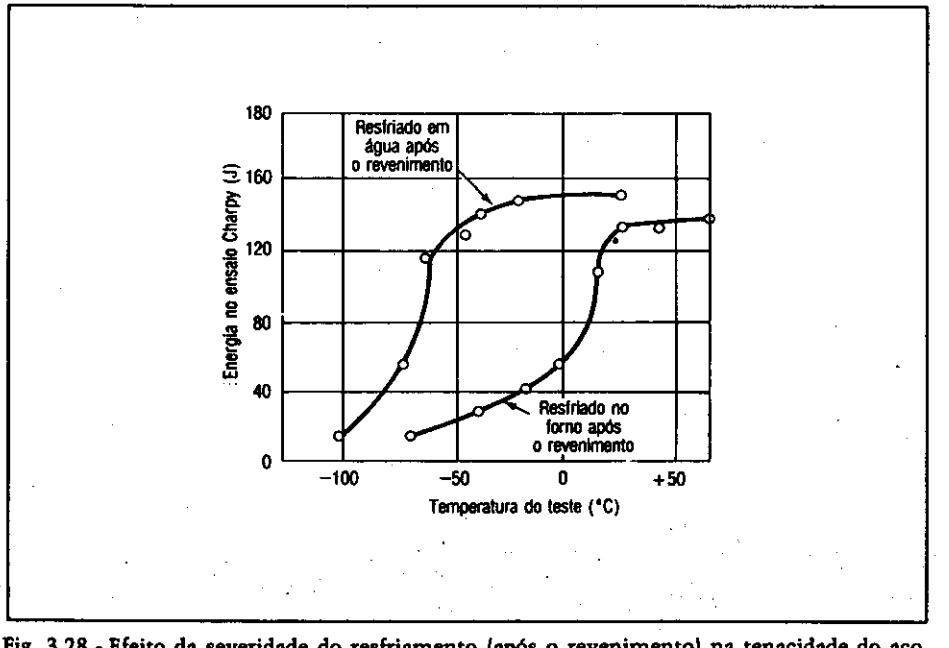


Fig. 3.28 - Efeito da severidade do resfriamento (após o revenimento) na tenacidade do aço AISI/ABNT 5140, revenido a 620°C, por 2 horas [2].

3.8 - MARTÊMPERA

Visando diminuir parcialmente o problema das tensões de resfriamento na têmpera, desenvolveu-se o tratamento de martêmpera. Na martêmpera, o resfriamento é interrompido por alguns instantes a uma temperatura pouco superior ao M_i (temperatura de início de transformação martensítica), de modo a eliminar ou diminuir subs-

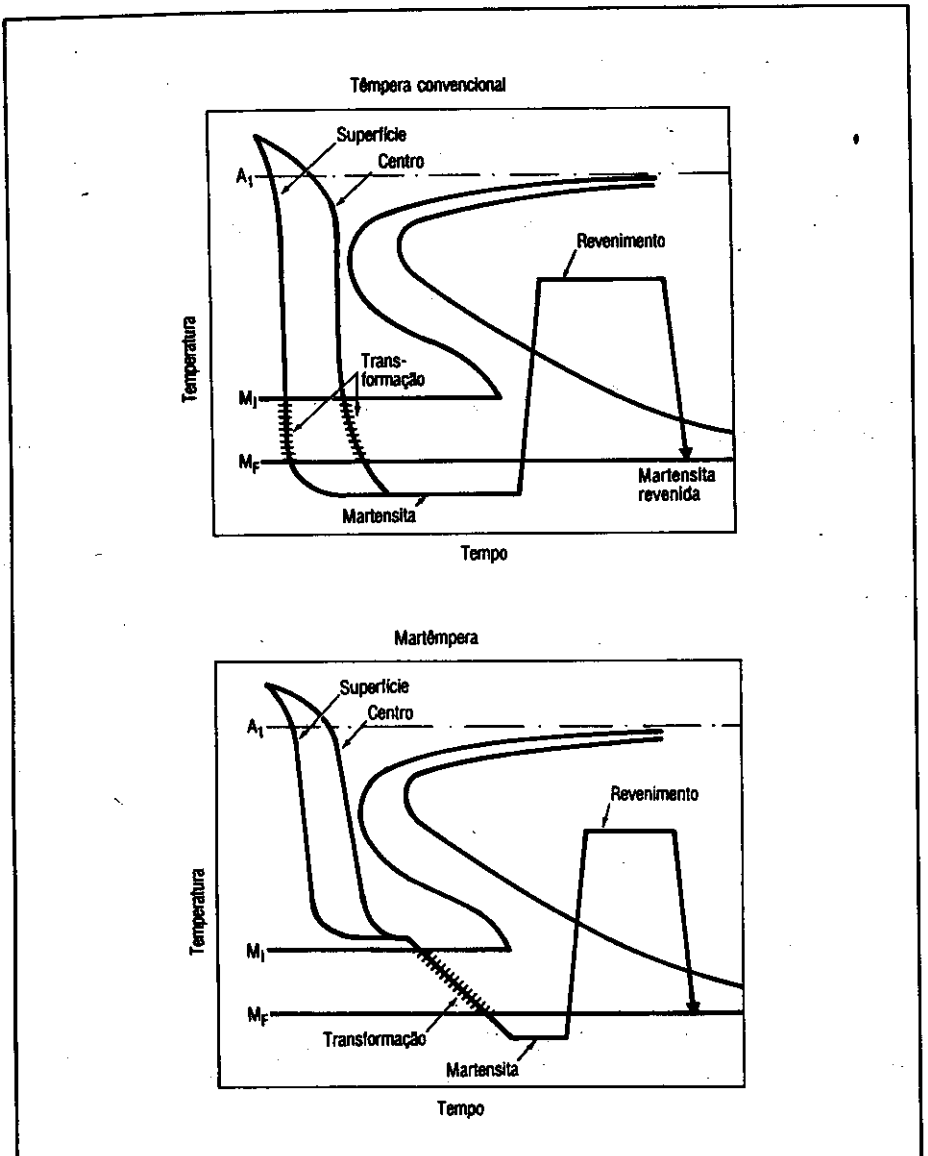


Fig. 3.29 - Representação esquemática da têmpera convencional e da martêmpera [2].

tancialmente os gradientes térmicos, prosseguindo em seguida para a formação da martensita (Fig. 3.29). Para a realização de martêmpera é necessário um conhecimento adequado das características de transformação (curva ITT) do aço.

A martêmpera emprega banho de sal ou banho de óleo. O banho de sal apresenta algumas vantagens sobre o de óleo, tais como:

— Maior estabilidade química.
— Opera numa maior faixa de temperatura.
— Mais fácil limpeza da peça (O sal é solúvel em água).

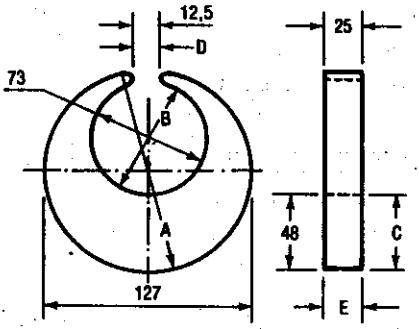
Possui algumas desvantagens também:
— Só é operacional acima de 160°C.
— Apresenta perigos de explosão.

A martêmpera permite um maior controle dimensional sobre os lotes de peças do que a têmpera convencional (Fig. 3.30). Também ocorre na martêmpera uma menor perda de peças por trincas e empenos. A desvantagem da martêmpera sobre a têmpera convencional é que seu custo é maior.

Os aços comumente empregados na martêmpera são apresentados na Tabela 3.9.

Aço (ABNT/AISI)	Temperatura (°C)		
	Austenitização	Martêmpera	
		Óleo	Sal
1024	870	135	—
1070	845	175	—
1146	815	175	—
1330	845	175	—
4063	845	175	—
4130	845	—	200 — 260
4140	845	150	—
4140	830	—	230 — 270
4340 — 4350	815	—	230 — 270
52100	860	190	—
52100	845	—	175 — 245
8740	830	—	230 — 270
Aços para cementação			
3312	815	—	175 — 190
4320	830	—	175 — 190
4315	955	190	—
4720	845	—	175 — 190
8617 — 8620	925	150	—
8620	860	—	175 — 190
9310	815	—	175 — 190

Tabela 3.9 - Aços empregados na martêmpera [2].



Tratamento	Variação dimensional (mm)				
	A	B	C	D	E
Têmpera em óleo a 60°C	0,21	0,24	0,20	0,61	0,08
Martêmpera em sal a 250°C	0,11	0,08	0	−0,05	0,03
Martêmpera em sal a 200°C	0,13	0,15	0,13	0	0,03

Fig. 3.30 - Variação dimensional de uma peça de aço 0,95C/0,5W/0,5Cr/0,2V, austenitizada a 840°C, e submetida a tratamentos de têmpera convencional e martêmpera [2].

3.9 - AUSTÊMPERA

Austêmpera é uma transformação isotérmica para produção de estrutura bainítica [2].

O processo consiste em (Fig. 3.31):

(1) Austenitizar o aço.

(2) Resfriamento rápido em banho de sal, óleo ou chumbo para a região de formação bainítica.

(3) Transformação da austenita em bainita.

(4) Resfriamento ao ar até a temperatura ambiente.

A escolha do aço para austêmpera é baseada em sua curva ITT (Fig. 3.32).

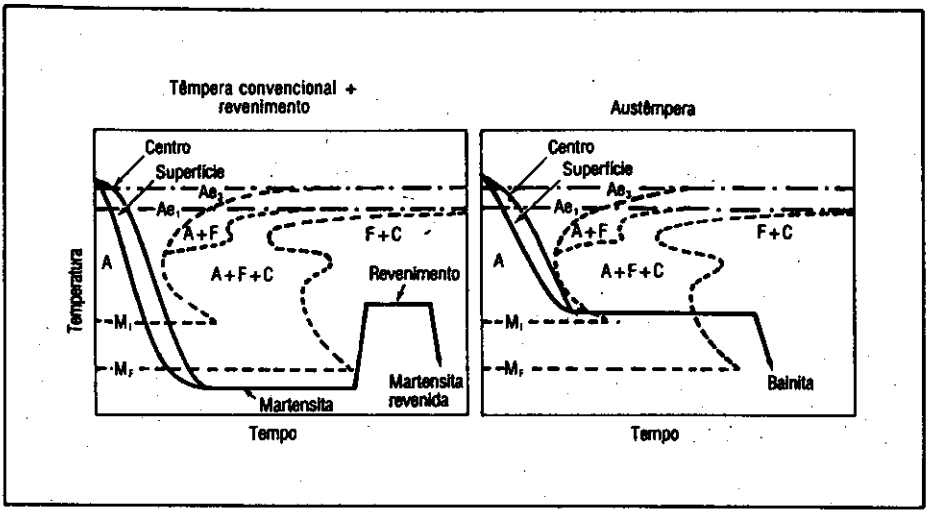


Fig. 3.31 - Comparação esquemática entre a têmpera convencional + revenimento e a austêmpera [2].

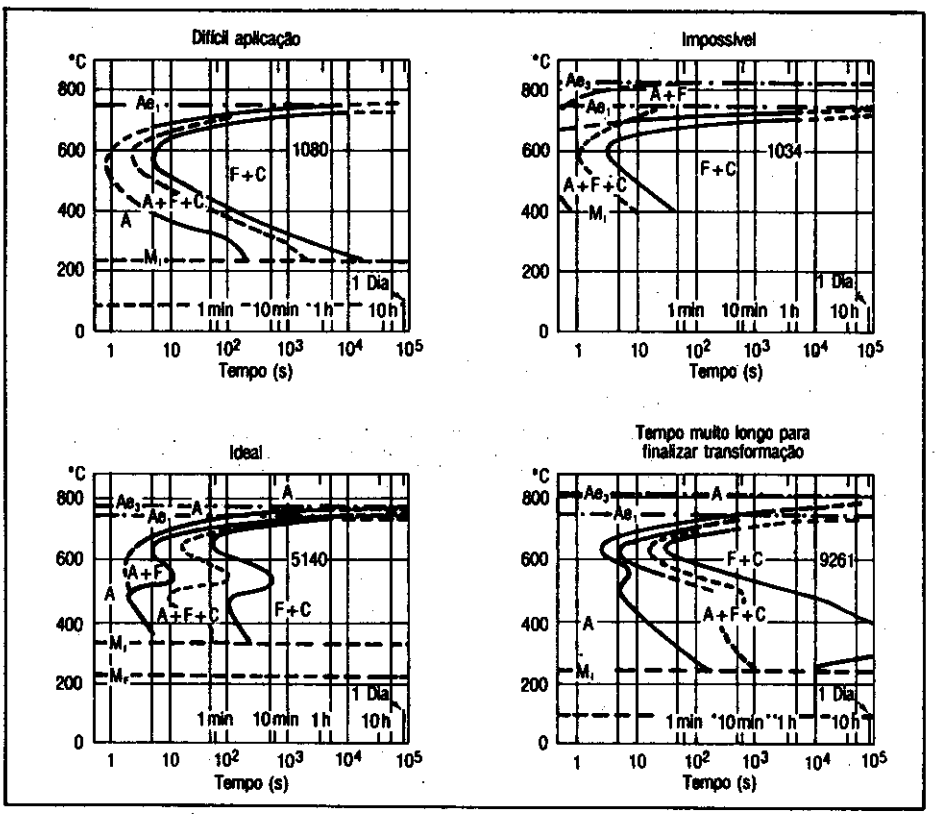


Fig. 3.32 - A aplicação da austêmpera requer uma análise cuidadosa das curvas ITT dos aços [2].

O principal objetivo da austêmpera é obter produtos com alta dutilidade e resistência ao impacto, sem perda expressiva de dureza (Tabela 3.10).

Tratamento	Dureza RC	Energia absorvida no impacto (Joule)	Alongamento %
Temperado em água e revenido	53	16	0
Martemperado e revenido	53	38	0
Austemperado	52	61	11

Tabela 3.10 - Propriedades mecânicas do aço 1095 submetido a três diferentes tratamentos térmicos [2].

O outro objetivo da austêmpera é reduzir a perda por trincas e empenos, e melhorar a precisão dimensional.

O custo da austêmpera é aproximadamente o mesmo que o da têmpera + revenimento, e em alguns casos é até menor, quando, por exemplo, se tratar de pequenas peças em produção automatizada. A grande desvantagem é que o processo,devido às duas características, é limitado a um grupo pequeno de aços: 1050, 1095, 1350, 4063, 4150, 4365, 5140, 5160, 8750 e 50100, dentre os mais comuns.

3.10 - AUSTENITA RETIDA [1]

Como visto anteriormente (item 3.7.3) a austenita "retida" após a têmpera pode se transformar em martensita, causando variação dimensional, visto que os dois constituintes têm densidades diferentes (a transformação da austenita em martensita, em um aço com 1%C, na temperatura ambiente, provoca um aumento de volume de 4,3%).

Nestes casos a eliminação da austenita retida pode ser feita por:

a) Revenimento múltiplo. Já discutido anteriormente.

b) Tratamento sub-zero. Consiste em resfriar a peça para temperaturas menores que 0°C, com nitrogênio líquido (≈ -176°C), gelo seco (≈ -68°C) ou hélio líquido (≈ -268°C). Com isso a peça atinge temperaturas inferiores a M_F e ocorre a transformação da austenita em martensita.

c) Encruamento. A deformação a frio facilita a transformação da austenita retida, porém ocasiona os mesmos problemas de variação das dimensões.

3.11 - TÊMPERA SUPERFICIAL [22]

Têmpera superficial é um processo de têmpera convencional, só que aplicado apenas à região superficial da peça. É ideal para produzir peças com alta dureza superficial e, por conseqüência, maior resistência ao desgaste, com um núcleo mais mole e dútil. É o caso de engrenagens, por exemplo, onde se deseja alta resistência ao desgaste na superfície, para suportar o atrito metal/metal, e um núcleo dútil, para acomodar os impactos recebidos.

Para se promover um aquecimento rápido da superfície da peça, utiliza-se o aquecimento indutivo ou por chama.

3.11.1 - Aquecimento indutivo [22]

Neste caso o aquecimento na peça é provocado por indução eletromagnética, através de bobinas apropriadas. Nestas bobinas circula uma corrente alternada, o que gera um campo eletromagnético à sua volta. Ao ser colocada uma peça neste campo, geram-se correntes parasitas na mesma. Estas correntes, ao circularem pela peça, provocam o aquecimento por efeito Joule.

Dependendo da região a ser aquecida utiliza-se um tipo de espira (Fig. 3.33).

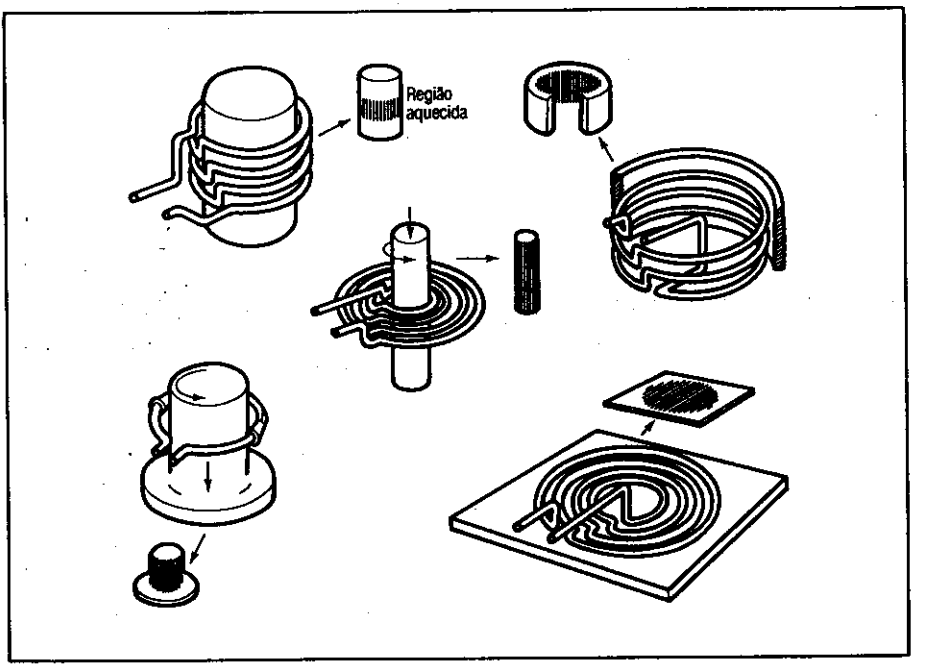


Fig. 3.33 - Diferentes tipos de espiras para o aquecimento indutivo, em função da região a ser aquecida [22].

A profundidade temperada depende da freqüência empregada. Quanto maior a freqüência menor a região aquecida, para a mesma densidade de potência empregada (Fig. 3.34 e Tabela 3.11).

O tempo de aquecimento indutivo para peças pequenas é da ordem de 1 a 10 segundos. Este tempo deve ser o menor possível para não causar o superaquecimento, com posterior aparecimento de trincas.

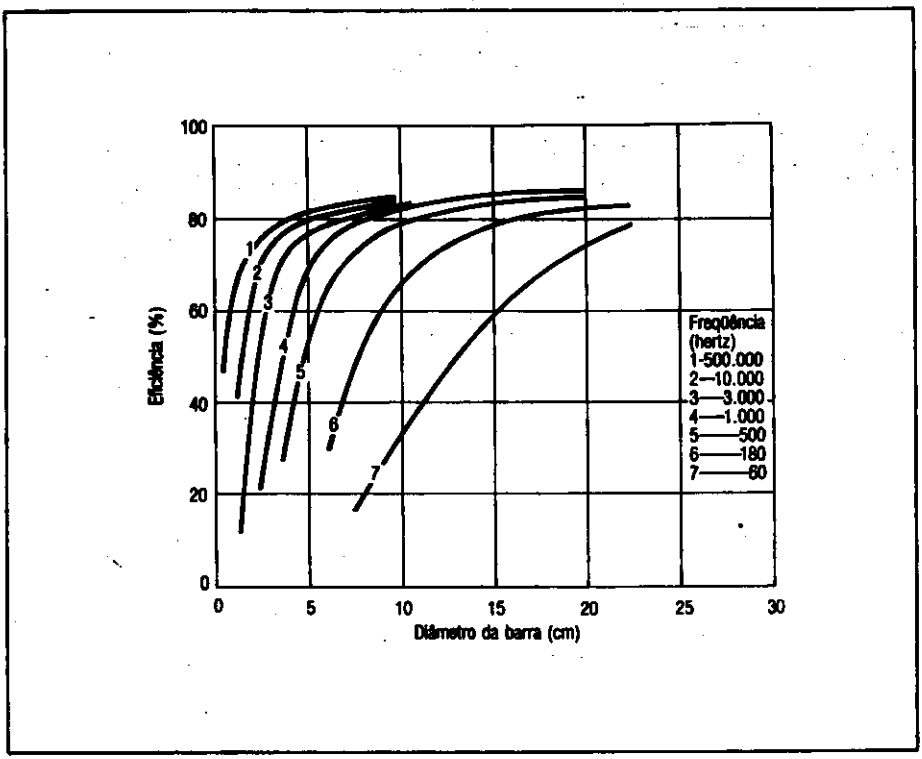


Fig. 3.34 - Eficiência na transferência de energia a 1100°C, com diferentes freqüências, para vários diâmetros de barras de aço 1045 [22].

Quando a têmpera é contínua (em longos eixos, por exemplo), a velocidade de deslocamento da espira é da ordem de 1 cm/segundo.

Os aços empregados neste processo são os carbono e baixa liga, preferencialmente com estrutura homogênea da ferrita e perlita ou martensita revenida. Aços esferoidizados, com cementita grosseira, apresentam resultados piores na têmpera por indução, pois a dissolução dos carbonetos durante a austenitização é mais difícil. Na Tabela 3.12 são indicadas as temperaturas de austenitização e os meios de resfriamento para a têmpera superficial.

Freqüência (Hertz)	Profundidade de penetração (mm)	Densidade de potência recomendada (W/cm² de superfície)
500.000	0,4 a 1,1	1.500
	1,1 a 2,3	800
10.000	1,5 a 2,3	1.500
	2,3 a 3,0	1.500
	3,0 a 4,0	1.500
3.000	2,3 a 3,0	2.300
	3,0 a 4,0	2.200
	4,0 a 5,0	1.500
1.000	4,0 a 7,0	1.500
	7,0 a 9,0	1.500

Tabela 3.11 - Profundidade de penetração e densidade de potência em função da frequência utilizada na têmpera por indução [22].

% C em peso	Temperatura de austenitização (°C)	Meio de resfriamento	Dureza mínima superficial (Rc)
0,30	900 — 925	Água	50
0,35	900	Água	52
0,40	870 — 900	Água	55
0,45	870 — 900	Água	58
0,50	870	Água	60
0,60	845 — 870	Água	64
0,60	845 — 870	Óleo	62
> 0,60	815 — 845	Água	64
> 0,60	815 — 845	Óleo	62

Tabela 3.12 - Temperatura e meio de resfriamento indicados para a têmpera superficial por indução [22].

O resfriamento da peça pode ser feito com:

a) Mergulho da peça em um tanque com líquido (água ou óleo) logo após o aquecimento (Fig. 3.35a).

b) Spray proveniente da própria espira de indução (Fig. 3.35b).

c) Spray caminhando junto com a espira de indução (Fig. 3.35c e 3.36).

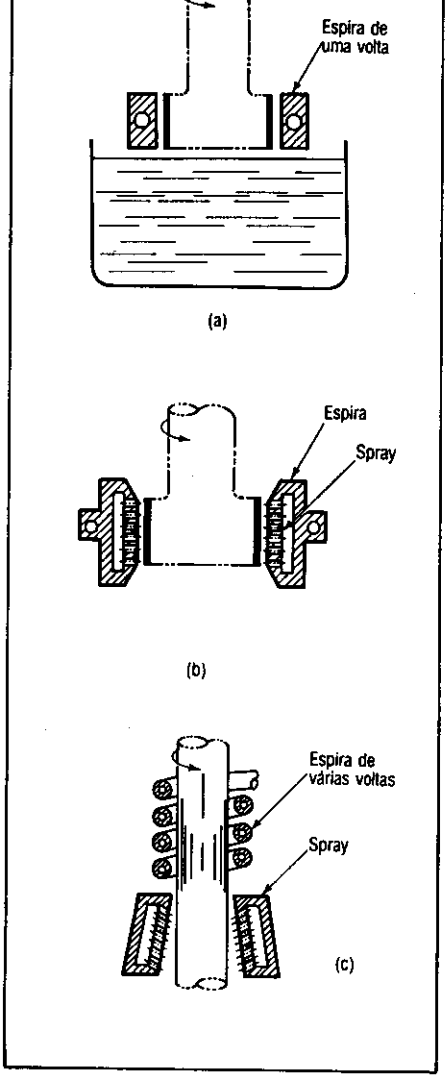


Fig. 3.35 - Diferentes tipos de montagem para têmpera por indução [22].

Fig. 3.36 - Têmpera superficial por indução, na Eletrometal, de um cilindro de laminação.

3.11.2 - Aquecimento por chama [22]

Neste caso o aquecimento resulta da combustão de gases como propano, acetileno, gás natural, etc.

As vantagens que este processo apresenta são:

a) Pode ser utilizado em peças grandes, onde o aquecimento em fornos ou por indução seria impraticável.

b) Pode ser utilizado em áreas pequenas e localizadas.

c) É mais econômico para pequenos lotes de peças que o processo por indução (Fig. 3.37).

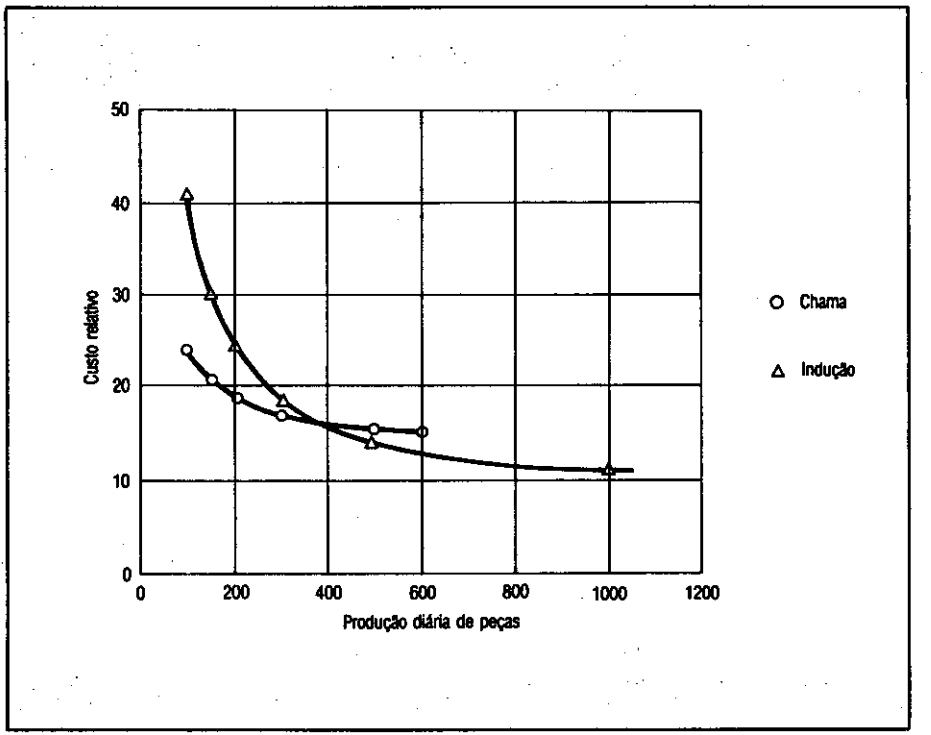


Fig. 3.37 - Comparação de custos para produção de engrenagens utilizando aquecimento por chama e por indução [22].

Os tipos de queimadores são os mais diversos, e adaptados aos diferentes tipos de peças (Fig. 3.38). O acetileno produz um aquecimento mais rápido que o propano, o qual é mais rápido que o gás natural (Fig. 3.39).

Os aços empregados neste tratamento são os aços carbono (0,35 a 0,60%C) e aços ligados como o 4130H, 4140H, 8640H, 8642H e 4340H.

Em comparação com o aquecimento indutivo, o aquecimento por chama apresenta equipamento de menor custo, porém demanda maior manutenção (principalmente devido aos queimadores) e é um processo mais lento. Assim,a escolha do processo de aquecimento deve ser precedida de uma análise rigorosa dos custos diretos e indiretos envolvidos.

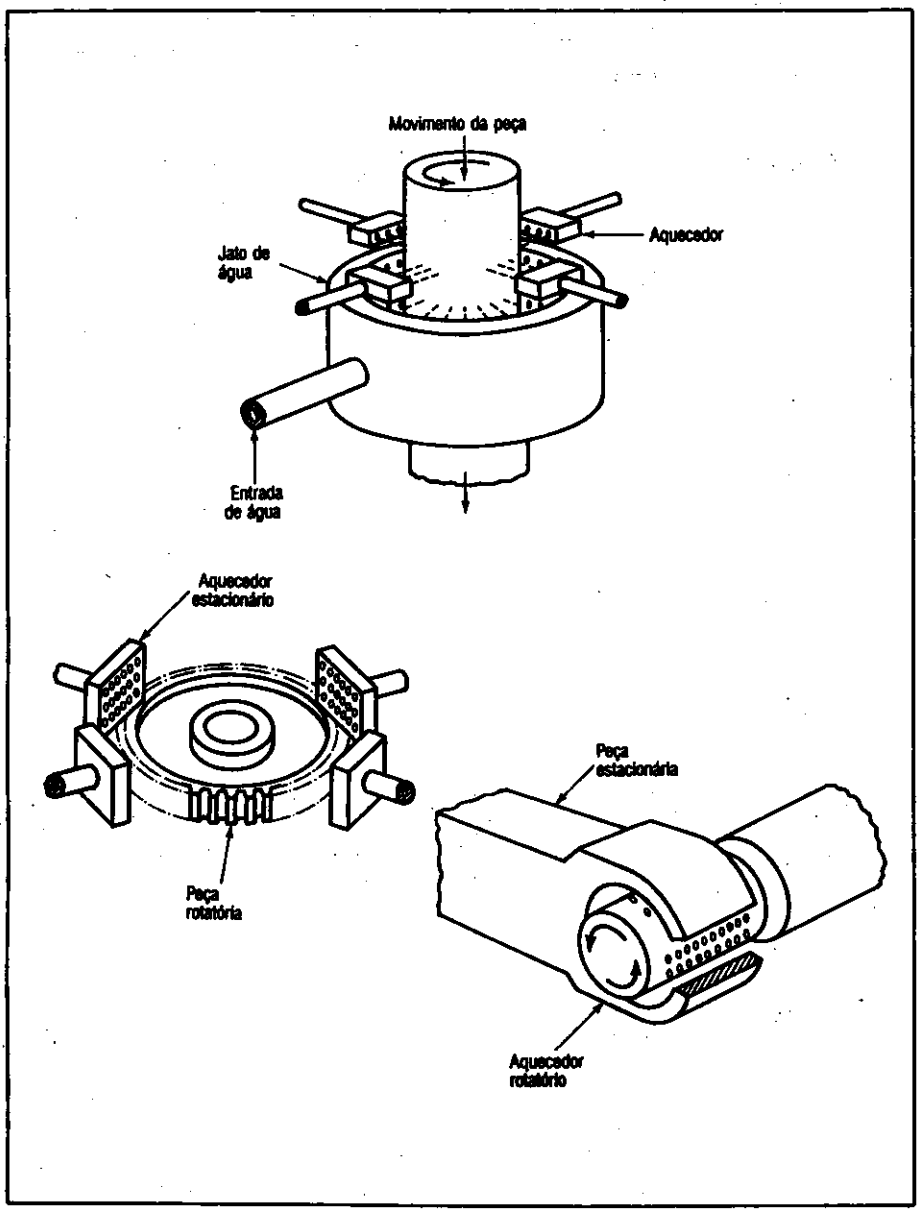


Fig. 3.38 - Diferentes dispositivos para têmpera superficial por chama [22].

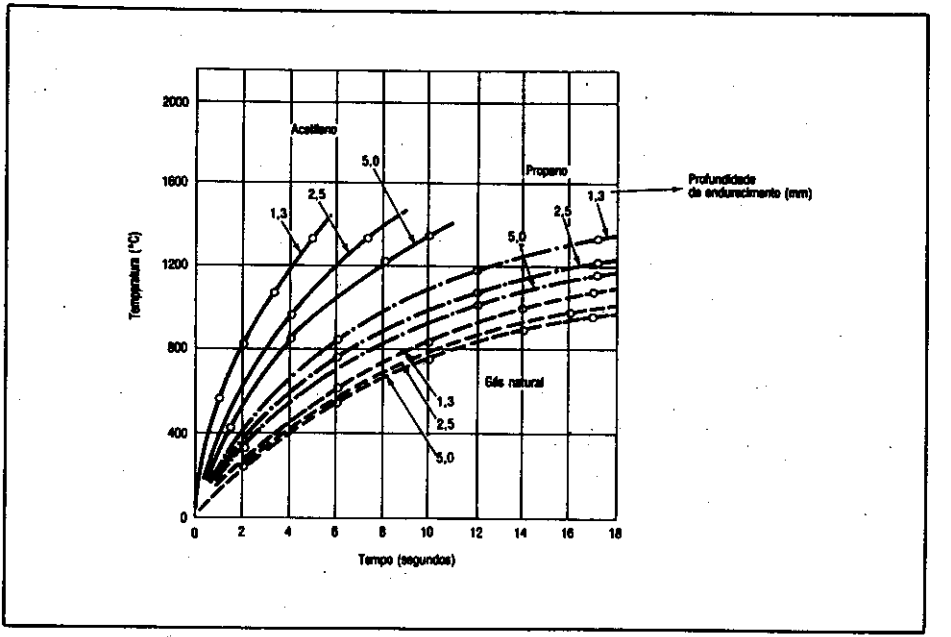


Fig. 3.39 Relações entre temperatura e profundidade de endurecimento na têmpera superficial por chama, para diferentes tipos de gases queimando com oxigênio [22].

3.12 - SOLUBILIZAÇÃO (Recozimento para solubilização [23, 24])

Tratamentos que envolvem o aquecimento à temperatura adequada, durante um tempo suficiente para a dissolução de um ou mais constituintes, seguidos de resfriamento bastante rápido para mantê-los em solução, chamam-se tratamentos de solubilização [23] ou recozimento para solubilização [24]. Estes tratamentos são aplicados a várias famílias de aços e ligas especiais.

Para ligas não endurecíveis por precipitação, como a maioria dos aços inoxidáveis austeníticos e níquel puro, por exemplo, o tratamento de solubilização pode se confundir com um simples tratamento de recozimento (annealing), visando, normalmente, recristalização e homogeneização microestrutural. Em ligas como aços inoxidáveis austeníticos, tratamentos de solubilização têm, adicionalmente, o objetivo de dissolver precipitados, de modo a obter o máximo de resistência à corrosão.

Os principais objetivos destes tratamentos são:

Aumentar a ductilidade (reduzir dureza), aliviar tensões pós-soldagem, produzir microestruturas desejadas, e, em ligas endurecíveis por precipitação, reduzir a dureza e condicionar o material para o tratamento de envelhecimento através da dissolução dos precipitados.

Os aços inoxidáveis austeníticos convencionais, que não têm transformações de fases, somente aumentam sua resistência através do encruamento (Cap. 6). Após conformação ou soldagem, um tratamento de solubilização pode ser recomendado quando se deseja homogeneidade de microestrutura, o máximo de resistência à corrosão e dutilidade. Estes aços são solubilizados a temperaturas acima da linha "solvus" dos carbonetos de cromo (Fig. 3.40). Como a dissolução dos carbonetos é lenta, a temperatura mais alta capaz de não conduzir a crescimento excessivo de grão é selecionada [25]. Estas temperaturas variam, normalmente, na faixa de 1000-1100°C (ver Apêndice B).

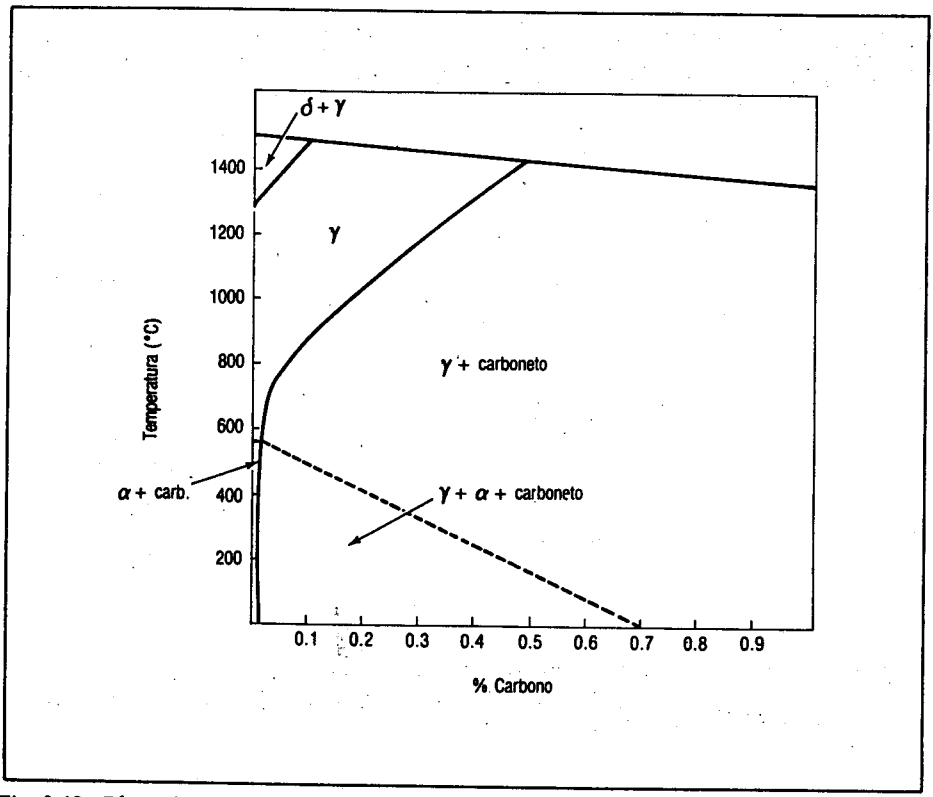


Fig. 3.40 - Efeito do carbono no diagrama de fases de um aço 18%Cr - 8%Ni [21].

Após a dissolução dos carbonetos, o material é resfriado rapidamente para prevenir a reprecipitação destas fases. Para peças de pequenas dimensões, resfriamento ao ar pode ser suficiente, enquanto peças grandes normalmente requerem resfriamento em água. As tensões causadas pelo resfriamento rápido devem ser consideradas em aplicações em que corrosão sob tensão é importante [25].

Uma vez que esta condição solubilizada não é uma condição de equilíbrio, a exposição do material a temperaturas elevadas conduzirá à precipitação de fases buscando atingir o equilíbrio. Enquanto que para aços inoxidáveis austeníticos comuns esta precipitação é indesejada, este fenômeno é aproveitado nas ligas endurecidas por precipitação, através de tratamento térmico de envelhecimento.

No caso de ligas endurecidas por precipitação (superligas, p. ex.), a escolha dos parâmetros do tratamento de solubilização é mais complexa, pois pode depender das propriedades desejadas após envelhecimento. As ligas Inconel 718 (EMVAC 718) e Waspaloy (EMVAC WP), por exemplo, devem ser solubilizadas a temperaturas mais elevadas quando o máximo de resistência à fluência for necessária, enquanto temperaturas de solubilização mais baixas são recomendadas para propriedades de curta duração a alta temperatura. O uso de temperatura de solubilização mais elevada conduzirá a grãos maiores e maior dissolução de carbonetos. Durante o envelhecimento acontecerá maior precipitação de carbonetos nos contornos de grão, otimizando a microestrutura para a resistência à fluência [25, 26].

3.13 - ENVELHECIMENTO

Uma liga é dita endurecível por precipitação quando sua dureza ou o limite de escoamento aumenta com o tempo, a temperatura constante (temperatura de envelhecimento), após resfriamento rápido a partir de uma temperatura muito mais alta (temperatura de solubilização) [27].

Os mecanismos de endurecimento associados ao endurecimento por precipitação são complexos e sua discussão transcende ao objetivo deste texto. Para uma discussão destes mecanismos, ver as referências [27, 28]. De forma simplificada, tamanho, espaçamento e volume total de precipitados, além das características do precipitado, definem o efeito sobre as propriedades mecânicas. Características importantes dos precipitados englobam coerência (ou não) com a matriz e ordenação (ou não) de sua estrutura, entre outras.

A seleção dos parâmetros ideais de envelhecimento para determinada liga não é uma tarefa simples. Temperatura, tempo e número de ciclos de envelhecimento devem ser determinados considerando [25]:

— Tipo e número de fases disponíveis para precipitação;
— Temperatura de emprego prevista;
— Tamanho do precipitado;
— Combinação de resistência e dutilidade desejada.

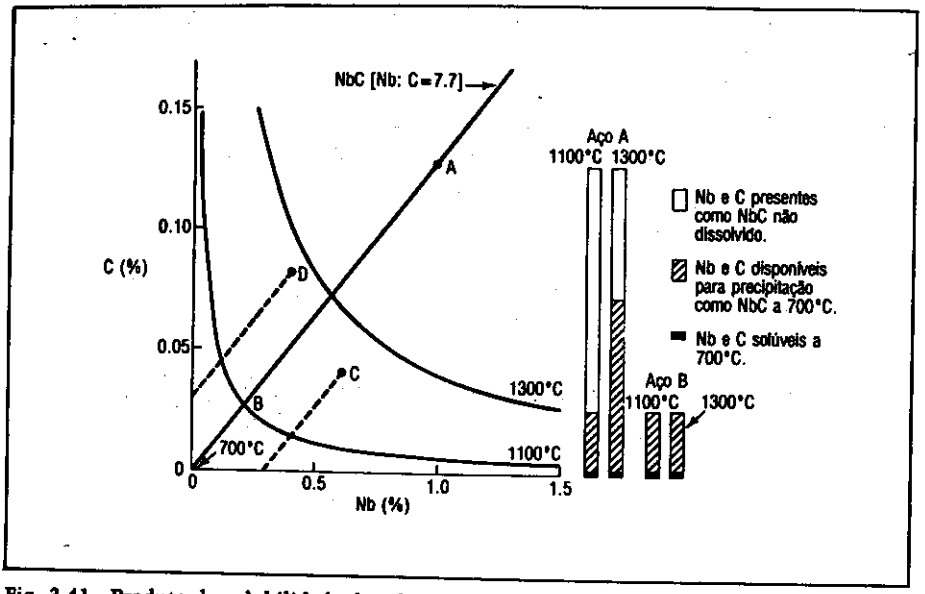


Fig. 3.41 - Produto de solubilidade do NbC a 700°C, 1100°C e 1300°C, num aço inoxidável austenítico. Estão indicados, para os aços de composição A e B, a quantidade de carboneto não dissolvido, às diferentes temperaturas, assim como a quantidade teórica de NbC disponível para precipitação em envelhecimento a 700°C [29, 30].

Em ligas simples, como no caso de aços inoxidáveis para aplicação a alta temperatura (endurecidos pela precipitação de uma fase simples), o volume teórico que se precipitará pode ser previsto por cálculos de solubilidade, como mostra a Fig. 3.41 (ver também Cap. 5).

Em ligas mais complexas, como superligas a base de níquel ou níquel e ferro, várias fases podem precipitar, como:

— Ni_3Al, $Ni_3(Ti, Al)$, Ni_3Ti (γ')
— Ni_3Nb (γ'')
— diversos carbonetos, como $M_{23}C_6$, M_7C_3, M_6C etc.

A Fig. 3.42 apresenta o efeito típico de tempo e temperatura de envelhecimento sobre a dureza de uma liga endurecível por precipitação. Diretrizes mais precisas sobre ciclos de solubilização e envelhecimento aplicados a aços e ligas especiais podem ser encontrados no Apêndice B. Para vários materiais, tratamentos recomendados podem ser encontrados, também, nas normas ou especificações aplicáveis (ASTM, AMS etc.)

É especialmente importante ressaltar que parâmetros adequados para o conjunto solubilização + envelhecimento são essenciais se os melhores resultados são desejados. O simples atendimento aos requi-

sitos de dureza após o envelhecimento pode não ser suficiente para garantia do atendimento às propriedades requeridas, se, por exemplo, a solubilização não foi realizada adequadamente.

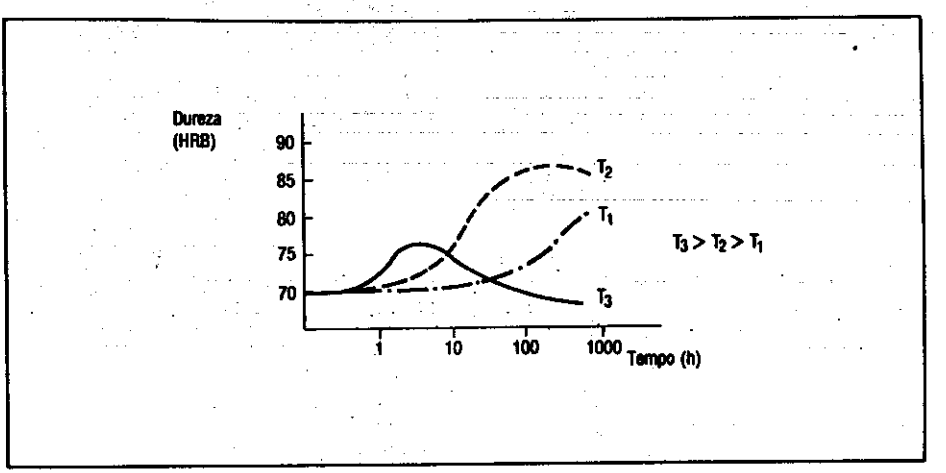
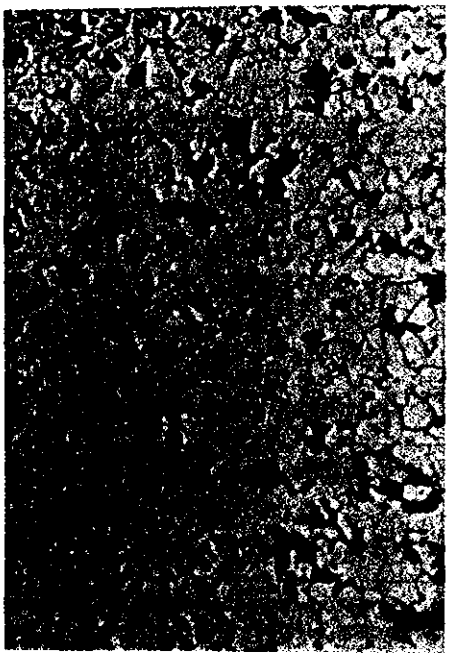


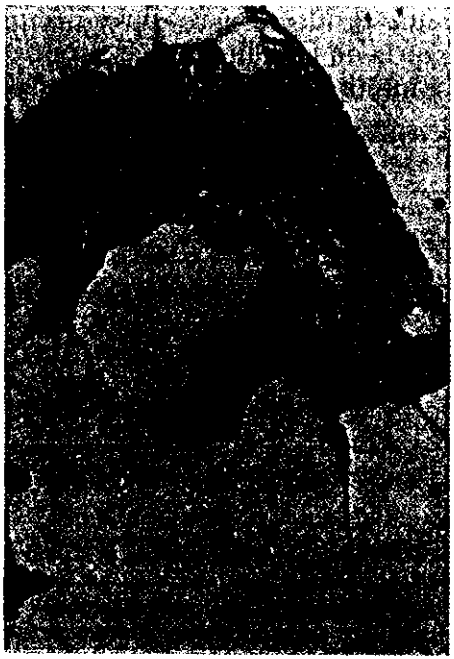
Fig. 3.42 - Efeito da temperatura sobre as curvas de envelhecimento durante o endurecimento por precipitação. [Curvas para aço carbono com 0,06%C] [3].

3.14 - EXEMPLOS DE MICROESTRUTURAS OBTIDAS COM TRATAMENTOS TÉRMICOS

As Figs. 3.43 a 3.51 apresentam microestruturas típicas dos aços 1018, 1045 e 1095 obtidas após tratamentos de recozimento, normalização, têmpera e revenimento.



Recozido 100X



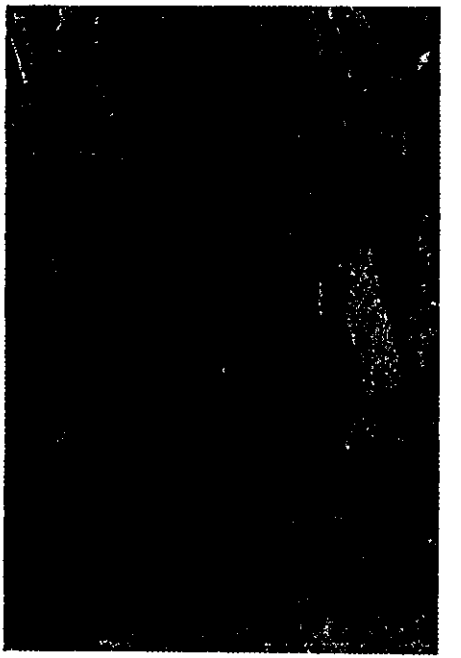
1100X

Normalizado 100X

1100X

Fig. 3.43 - Microestruturas do aço AISI/ABNT 1018 após diferentes tratamentos térmicos.

Temperado em água 100X



1100X

Temperado em água. 100X
Revenido a 200°C por 2 horas

1100X

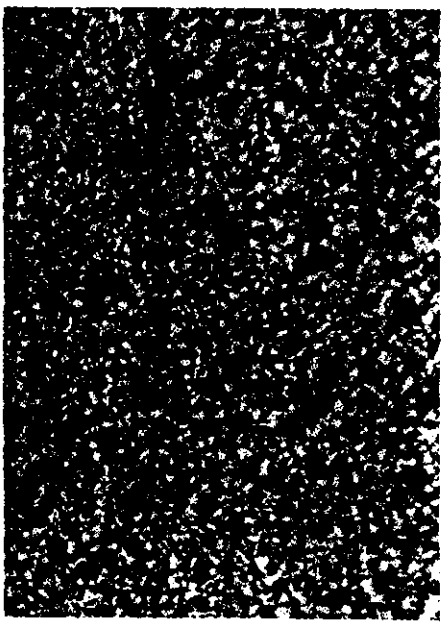
Fig. 3.44 - Microestruturas do aço AISI/ABNT 1018 após diferentes tratamentos térmicos.

Temperado em água 100X

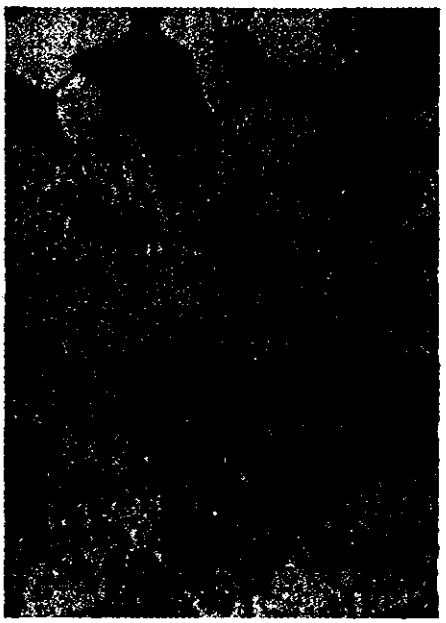
1100X

Revenido a 540°C por 2 horas

Fig. 3.45 - Microestruturas do aço AISI/ABNT 1018 após diferentes tratamentos térmicos.

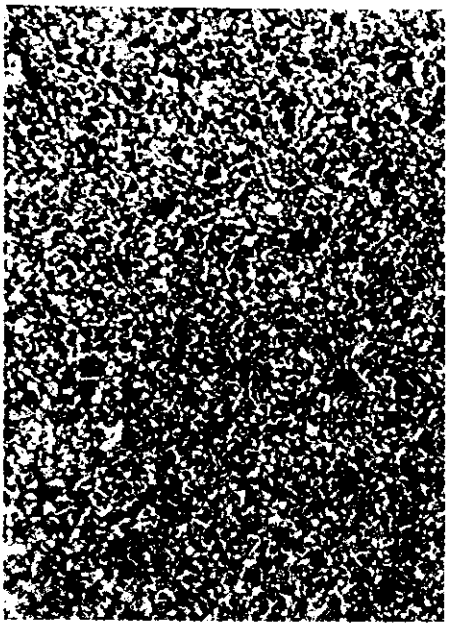


Recozido 100X



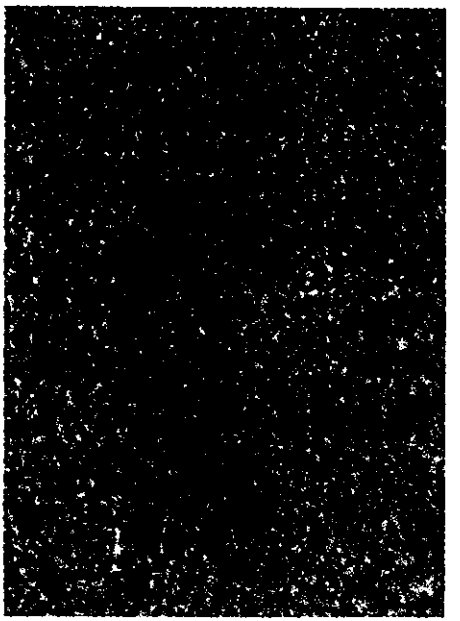
1100X

Fig. 3.46 - Microestruturas do aço AISI/ABNT 1045 após diferentes tratamentos térmicos.



Normalizado 100X

1100X



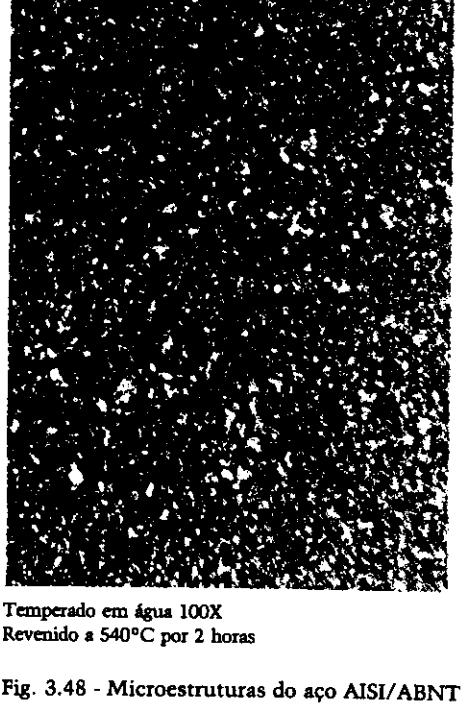
Temperado em água 100X

1100X

Fig. 3.47 - Microestruturas do aço AISI/ABNT 1045 após diferentes tratamentos térmicos.

Temperado em água 100X
Revenido a 200°C por 2 horas

1100X

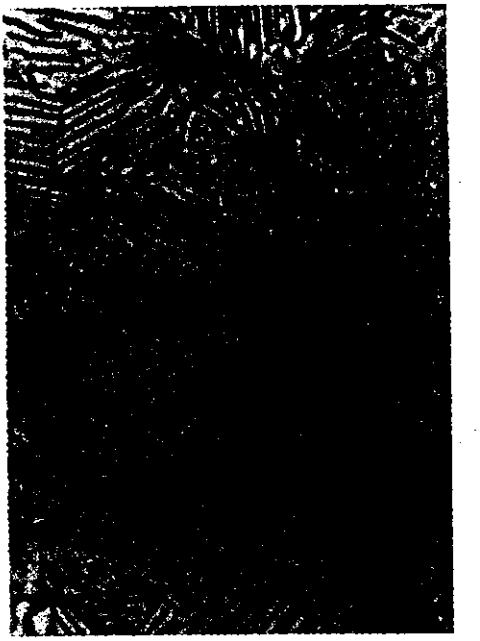


Temperado em água 100X
Revenido a 540°C por 2 horas

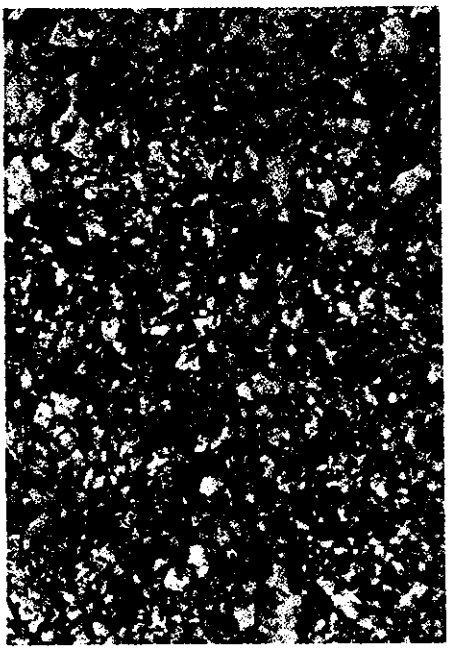
1100 X

Fig. 3.48 - Microestruturas do aço AISI/ABNT 1045 após diferentes tratamentos térmicos.

Recozido 100X



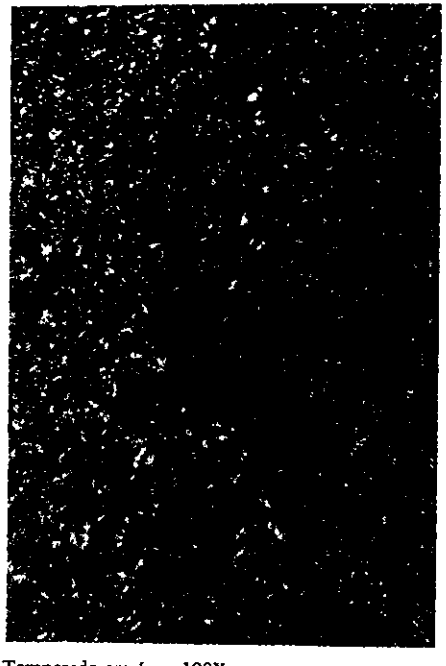
1100X



Normalizado 100X

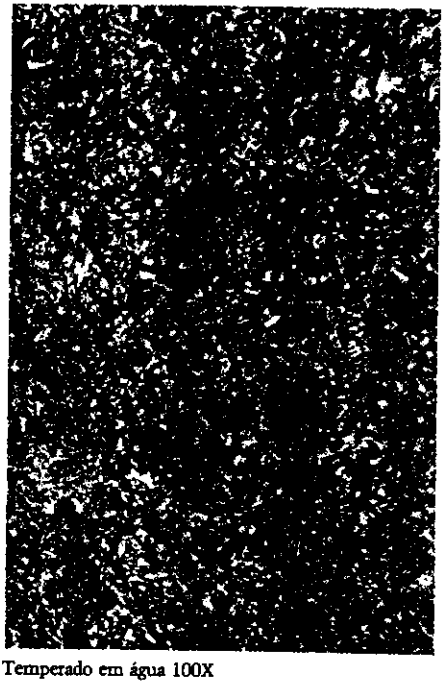
1100X

Fig. 3.49 - Microestruturas do aço AISI/ABNT 1095 após diferentes tratamentos térmicos.



Temperado em água 100X

1100X



Temperado em água 100X
Revenido a 200°C por 2 horas

1100X

Fig. 3.50 - Microestruturas do aço AISI/ABNT 1095 após diferentes tratamentos térmicos.

Temperado em água 100X
Revenido a 540°C por 2 horas

1100X

Fig. 3.51 - Microestruturas do aço AISI/ABNT 1095 após diferentes tratamentos térmicos.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

[1] CHIAVERINI, V., *Aços e Ferros Fundidos*. 4 ed., ABM, São Paulo, 1979, p. 19-38 e 71-94.

[2] AMERICAN SOCIETY FOR METALS, *Metals Handbook*, 8 ed., vol. 8, Metals Park, 1973, p. 1-66.

[3] REED-HILL, R. E., *Physical Metallurgy Principles*, 2 ed., D. Nostrand Reinhold, New York, 1973.

[4] AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS, *Boiler and Pressure Vessel Code*, ASME, New York, 1986.

[5] NATIONAL ASSOCIATION OF CORROSION ENGINEERS, *Sulphide Stress Cracking Resistant Material for Oil Field Equipment*, MR 01-75, NACE, Houston, 1984.

[6] ARBEITSGEMEINSCHAFT DRUCKBEHAELTER, *AD-Merkblaetter*, Koeln, 1986.

[7] ROBERTS, G. A. et alii, *Tool Steels*. 3 ed., American Society for Metals, Metals Park, 1962, p. 107-180.

[8] *ATLAS of Isothermal Transformation and Cooling Transformation Diagrams*, ASM, Metals Park, 1977, p. 15 e 181.

[9] MEI, P. R., *Efeitos da adição do nióbio na estrutura e propriedades dos aços com médio e alto teor de carbono*. Tese de Doutorado, FEC-UNICAMP, Campinas, 1983, p. 357.

[10] ATKINS, M., *Atlas of Continuous Cooling Transformation Diagrams for Engineering Steels*, BSC, ASM, Metals Park, 1980.

[11] VAN VLACK, L. H., *Princípios de Ciência dos Materiais*, Edgard Blücher, 1975, p. 312.

[12] AMERICAN SOCIETY FOR METALS, *Metals Handbook*, 8 ed., vol. 8, Metals Park, 1973, p. 207.

[13] BAIN, E. C. & PAXTON, H. W., *Alloying Elements in Steel*. 2 ed., ASM, 1966, p. 123-181.

[14] MEI, P. R., *Efeitos de adições de nióbio no crescimento do grão austenítico de aços carbono*, Parte I. Anais do 4º Congresso Anual da ABM, julho de 1985, Rio de Janeiro, RJ., vol. COMFIT, p. 199.

[15] KONN, A., *Revue de Metallurgie*, n. 2, 1954, p. 129.

[16] BÉCHET, S. & BEAUJARD, L., *Revue de Metallurgie*, n. 10, 1955, p. 830.

[17] MEI, P. R., *Efeitos de adições de nióbio no crescimento do grão austenítico de aços carbono*, Parte II. Anais de 40º Congresso Anual da ABM, julho de 1985, Rio de Janeiro, RJ., vol. COMFIT, p. 216.

[18] MEI, P. R. BRESCIANI Fº, E., *Efeito de adições de nióbio na estrutura e nas propriedades mecânicas dos aços com médio e alto teor de carbono*. Anais do Congresso Anual da ABM, julho de 1984, Belo Horizonte, MG., vol. 2, p. 411.

[19] AMERICAN SOCIETY FOR METALS, *Metals Handbook*, 8 ed., vol. 8, Metals Park, 1973, p. 43.

[20] *ELETROMETAL METAIS ESPECIAIS S.A.*, Comunicação.

[21] HONEYCOMBE, R. W. K., *Steels; Microstructure and Properties*, Edward Arnold, 1981, p. 141-165.

[22] AMERICAN SOCIETY FOR METALS, *Metals Handbook*, 8 ed., vol. 8, Metals Park, 1973, p. 167-202.

[23] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING OF MATERIALS, *ASTM E44-80*, ASTM, Philadelphia, 1980.

[24] ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS, *ABNT P-TB-58*, ABNT, Rio de Janeiro, 1969.

[25] AMERICAN SOCIETY FOR METALS, *Metals Handbook*, 9 ed., vol. 4, ASM, Metals Park, 1969.

[26] ASHBY, M. F., JONES, D. R. H., *Engineering Materials*, Pergamon Press, London, 1980.

[27] ARDELL, A. J., *Met. Trans. A*, vol. 16A (1985), p. 2131.

[28] MEYERS, M. A., CHAWLA, K. K., *Mechanical Metallurgy*, Prentice Hall Inc., Englewood Cliffs, 1984, p. 402.

[29] KEOWN, S. R., PICKERING, F. B., Proc. Conf. on *"Creep Strength in Steel and High Temperature Alloys"*, Sheffield, 1972, The Metals Society, London, 1974.

[30] HARRIES, D. R., *Physical Metallurgy of Iron-Chromium-Nickel Austenitie Steels, in Stainless Steels Conf.*, Varese, TMS, London, 1982.

CAPÍTULO 4

TRATAMENTOS TERMOQUÍMICOS

4.1 - INTRODUÇÃO

Tratamentos termoquímicos são processos que visam a adição, por difusão, de carbono, nitrogênio ou boro na superfície do aço. Como a difusão desses elementos nos aços só é significativa em altas temperaturas (500 a 1000°C), o tratamento é denominado termo-químico.

O objetivo principal é aumentar a dureza e a resistência ao desgaste da superfície, ao mesmo tempo em que o núcleo do material se mantém dútil.

Os processos utilizados são:

(1) Cementação
(2) Nitretação
(3) Cianetação
(4) Carbonitretação
(5) Boretação.

Os fatores que influenciam no controle do processo são:

a) Potencial do meio (sólido, líquido ou gasoso), em que a peça está imersa, de fornecer o elemento químico (carbono, nitrogênio ou boro).
b) Capacidade da peça de absorver este elemento químico. Isto está relacionada com a solubilidade e difusão do elemento químico no aço.

4.2 - DIFUSÃO E SOLUBILIDADE DOS ELEMENTOS QUÍMICOS

O coeficiente de difusão de um elemento químico na austenita pode ser calculado pela equação [1].

$$D = D_0 \exp \frac{-Q}{RT} \qquad (1)$$

onde:

D = Coeficiente de difusão
D_0 = Constante característica do sistema de difusão.
Q = Energia de ativação para difusão.
R = Constante dos gases = 1,987 cal/mol K.

Elemento	Ferro α		Ferro γ	
	Q	D_0	Q	D_0
	cal/mol	cm^2/s	cal/mol	cm^2/s
Boro	62.000	10^{+6}	21.000	2×10^{-3}
Carbono	19.300	$3{,}3 \times 10^{-3}$	27.000	10^{-2}
Nitrogênio	18.900	$7{,}8 \times 10^{-3}$	40.000	0,91

Tabela 4.1 - Dados sobre difusão do B, C e N no ferro [2].

Na Tabela 4.1 são apresentadas as constantes necessárias para o cálculo do coeficiente de difusão do carbono, nitrogênio e boro no ferro α (ccc) e ferro γ (cfc).

Pela equação 1, observa-se que aumentando a temperatura a difusão é favorecida. Há um limite para o emprego de temperaturas muito altas (1200°C, por exemplo), para evitar crescimento acentuado do grão austenítico, com conseqüente fragilização da peça.

Outro aspecto importante em um tratamento termoquímico é a solubilidade do elemento químico no aço. Pelos diagramas de equilíbrio, (Fig. 4.1) observa-se que a solubilidade máxima do nitrogênio na austenita (2,8%) é alcançada a 650°C, a do carbono (2,11%) a 1148°C e a do boro (0,1%) a 1149°C. Em vista disso as temperaturas para nitretação serão menores que as para cementação ou boretação.

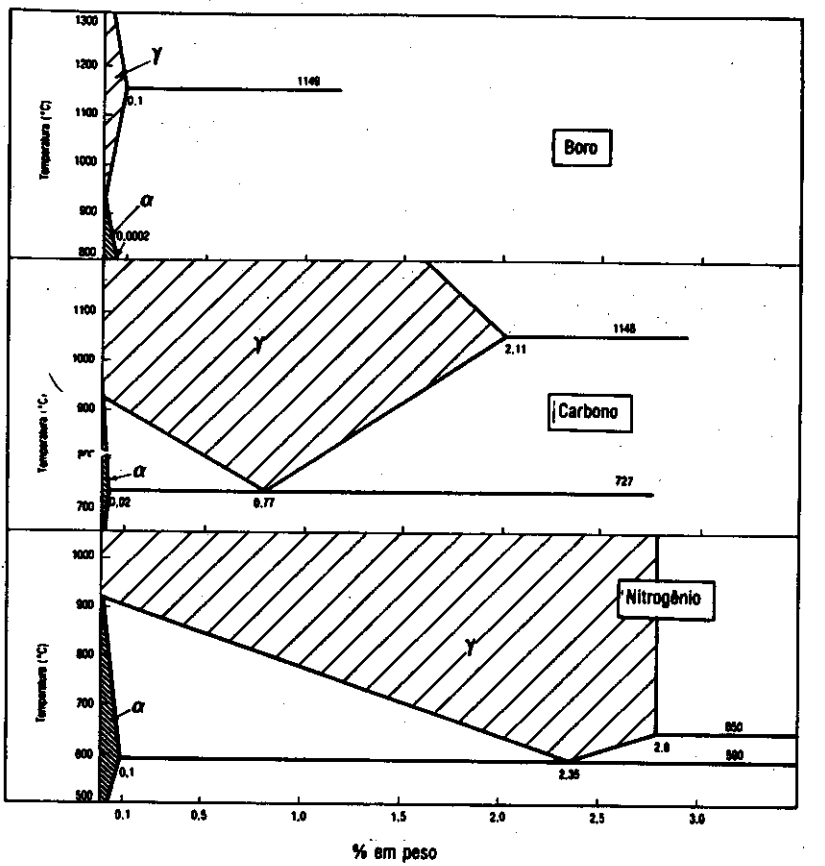


Fig. 4.1 - Diagrama de equilíbrio das ligas de ferro [3,4].

4.3 - PERFIL DE DISTRIBUIÇÃO DO SOLUTO

Através das leis da difusão obtém-se uma equação que descreve o perfil de distribuição do soluto (no caso carbono, nitrogênio ou boro) em uma matriz qualquer [1] (no caso, ferro):

$$C(X, t) = C_s - (C_s - C_0)\,\mathrm{erf}\left[\frac{X}{2\sqrt{Dt}}\right] \qquad (2)$$

onde:

$C(X, t)$ = Concentração do soluto na posição X, no tempo t
C_s = Concentração de soluto na superfície
C_0 = Concentração inicial de soluto no aço
X = Distância a partir da superfície
D = Coeficiente de difusão
t = Tempo
erf = Função erro (Tabela 4.2 e Fig. 4.2).

A equação 2 é válida para as seguintes condições:

$C(X, \infty) = C_s$
$C(0, t) = C_s$
$C(\infty, t) = C_0$

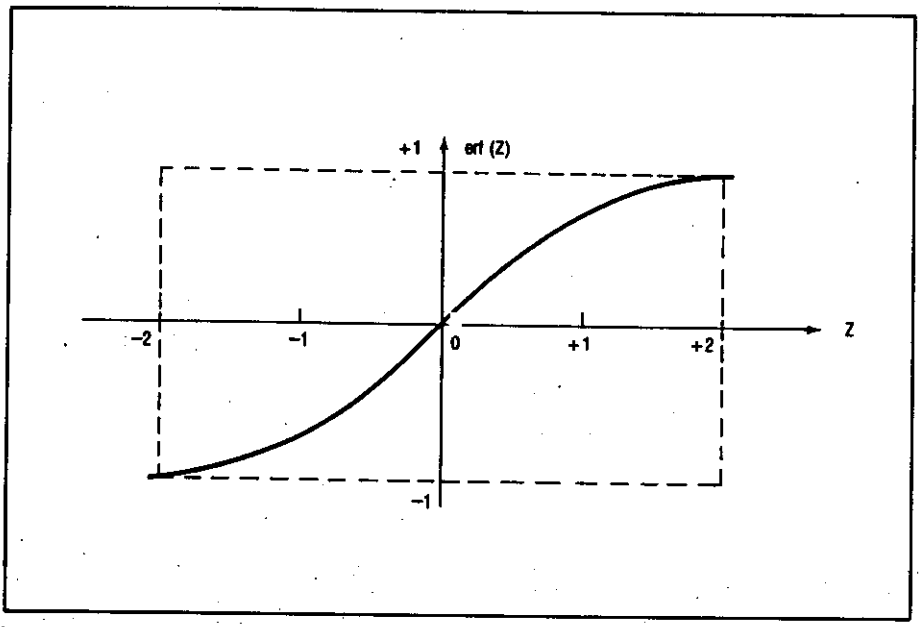


Fig. 4.2 - Função erro [5].

Na Fig. 4.3 são apresentadas as curvas que descrevem o perfil do soluto para várias posições e tempos do processo de difusão.

Nota-se que para a concentração de uma determinada distância (X_p) alcançar o valor intermediário entre o da superfície e o inicial:

$$C(X_p, t) = \frac{C_s + C_0}{2} \qquad (3)$$

o valor da função erro deve ser 0,5.

logo:

$$\text{erf}\left[\frac{X_p}{2\sqrt{Dt}}\right] = 0{,}5 \rightarrow \frac{X_p}{2\sqrt{Dt}} = 0{,}48$$

ou seja:

$$X_p = 0{,}96\sqrt{Dt} \text{ ou}$$

$$X_p \cong \sqrt{Dt} \qquad (4)$$

(X_p é a posição onde a concentração vale $\left(\frac{C_s + C_o}{2}\right)$)

Esta equação (4), bastante simples, é muito útil para se estimar o tempo dos tratamentos termoquímicos.

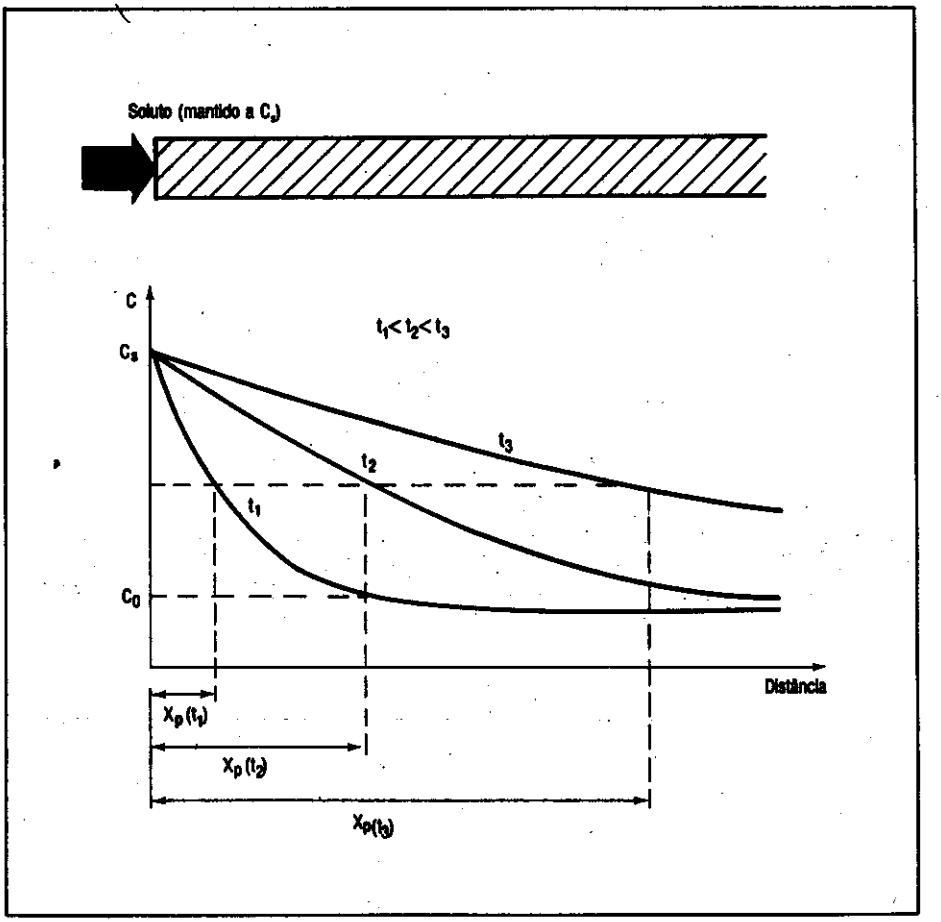


Fig. 4.3 - Difusão de soluto em uma barra com a superfície mantida a uma concentração constante. Nota-se que a penetração do soluto aumenta com o tempo. [1]

Z	erf (Z)	Z	erf (Z)	Z	erf (Z)	Z	erf (Z)
0,00	,00000	0,26	,2869	0,52	,5379	0,78	,7300
0,01	,01128	0,27	,2934	0,53	,5465	0,79	,7361
0,02	,02256	0,28	,3079	0,54	,5549	0,80	,7421
0,03	,03384	0,29	,3183	0,55	,5633	0,81	,7480
0,04	,04511	0,30	,3286	0,56	,5716	0,82	,7538
0,05	,05637	0,31	,3389	0,57	,5798	0,83	,7595
0,06	,06762	0,32	,3491	0,58	,5879	0,84	,7651
0,07	,07886	0,33	,3593	0,59	,5959	0,85	,7707
0,08	,09008	0,34	,3694	0,60	,6039	0,86	,7761
0,09	,1013	0,35	,3794	0,61	,6117	0,87	,7814
0,10	,1125	0,36	,3893	0,62	,6194	0,88	,7867
0,11	,1236	0,37	,3992	0,63	,6270	0,89	,7918
0,12	,1348	0,38	,4090	0,64	,6346	0,90	,7969
0,13	,1459	0,39	,4187	0,65	,6420	0,91	,8019
0,14	,1569	0,40	,4284	0,66	,6494	0,92	,8068
0,15	,1680	0,41	,4380	0,67	,6566	0,93	,8116
0,16	,1790	0,42	,4475	0,68	,6638	0,94	,8163
0,17	,1900	0,43	,4569	0,69	,6708	0,95	,8209
0,18	,2009	0,44	,4662	0,70	,6778	0,96	,8254
0,19	,2118	0,45	,4755	0,71	,6847	0,97	,8299
0,20	,2227	0,46	,4847	0,72	,6914	0,98	,8342
0,21	,2335	0,47	,4937	0,73	,6981	0,99	,8385
0,22	,2443	0,48	,5027	0,74	,7047	1,00	,8427
0,23	,2550	0,49	,5117	0,75	,7112	1,10	,8802
0,24	,2657	0,50	,5205	0,76	,7175	1,20	,9103
0,25	,2763	0,51	,5292	0,77	,7238	1,50	,9661

Tabela 4.2 - Valores da função-erro [5]

4.4 - CEMENTAÇÃO [6]

Consiste na introdução de carbono na superfície do aço, de modo que este, depois de temperado, apresente uma superfície mais dura. Para se produzir uma combinação de uma superfície dura com núcleo tenaz, deve-se partir de um aço com baixo carbono, (C < 0,30%), e aquecê-lo, geralmente, entre 815 a 950°C.

A cementação pode ser feita por via:

(1) Sólida
(2) Gasosa
(3) Líquida

4.4.1 - Cementação sólida [6]

As peças de aço são acondicionadas em caixas metálicas, onde se adiciona carvão de madeira ou coque, ativador (carbonato de bário e/ou de sódio) e um óleo ligante.

Reações principais

$$\text{Carvão} + O_2 \rightarrow CO_2$$

$$\text{Carvão} + CO_2 \rightarrow CO$$

$$Ba\,CO_3 + \text{Carvão} \rightarrow BaO + CO + \text{energia}$$

$$2\,CO \rightleftharpoons CO_2 + (C)$$

(C) é o carbono nascente, que é absorvido pelo aço.

Vantagens

— Pode utilizar uma grande variedade de fornos e não precisa de atmosfera controlada.
— É econômica para pequenos lotes de peças, ou peças muito grandes.
— Exige uma menor experiência do operador.

Desvantagens

— Não é indicada para camadas finas que devem ser controladas dentro de uma tolerância estreita.
— Difícil controle de carbono na superfície e, portanto, no interior da peça.
— Não é recomendada para têmpera direta após cementação, devido à dificuldade de desempacotar as peças.
— As taxas de aquecimento e resfriamento são mais lentas devido à inércia térmica da caixa e do material cementante.

Temperaturas

Normalmente de 815 a 950°C, chegando, às vezes, a 1030°C. Na Fig. 4.4 observa-se o perfil do carbono após a cementação por diferentes períodos de tempo a 925°C.

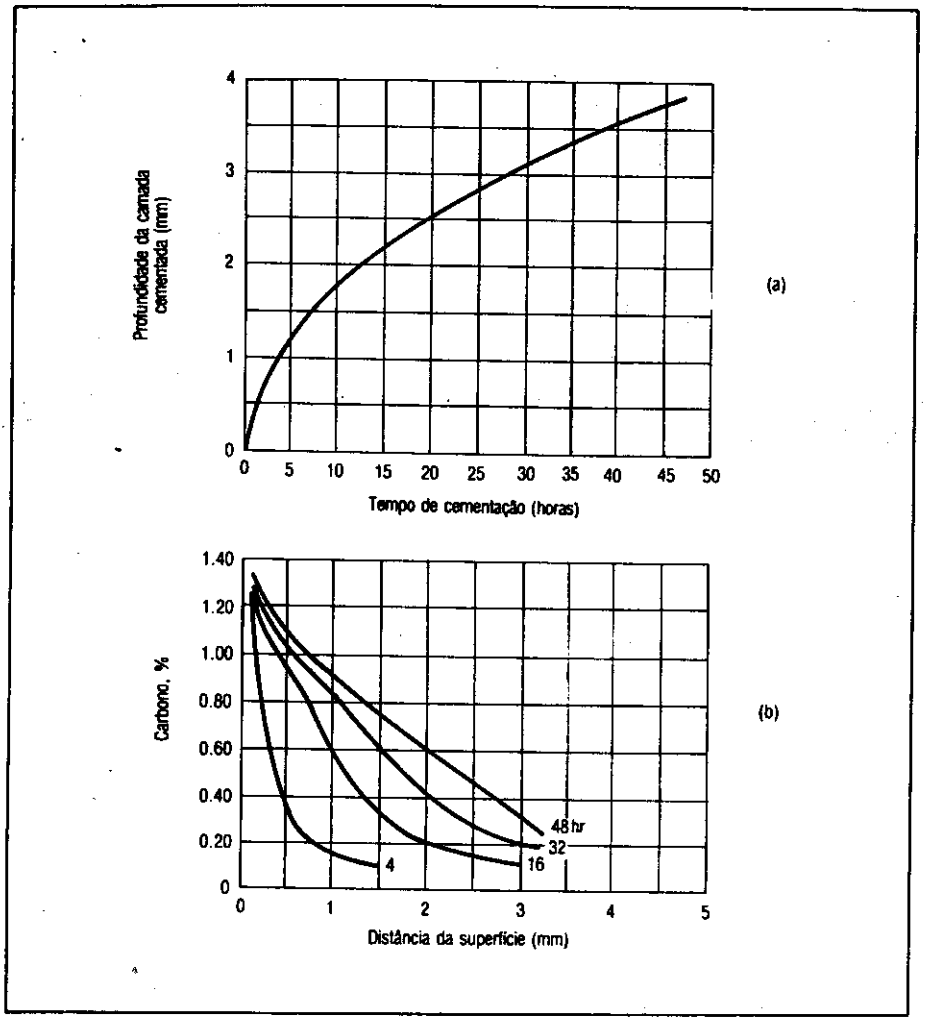


Fig. 4.4 - Efeito do tempo de cementação na profundidade da camada cementada (a) e na distribuição do carbono (b), para um aço 3115, cementado a 925°C com carvão de madeira, coque e carbonato de sódio (6).

Profundidade da camada cementada

Varia de 0,6 a 6mm dependendo das condições de tempo e temperatura empregadas. Essa profundidade, na prática, é medida através da dureza. Considera-se "Camada Cementada Efetiva" a região com dureza maior que 50Rc. (Existe ainda a "Camada Cementada Total", que é definida como a região onde houve aumento do teor de carbono. Pode ser determinada por análise química ou outra propriedade física, como, por exemplo, a dureza).

Aços empregados

Aços carbono (AISI/ABNT 1015 a 1035) e aços baixa liga (2317, 2325, 3115, 4617, 8620, 9310,etc.).

Material das caixas

Embora as caixas de aço baixo carbono sejam de menor custo, elas têm uma vida tão pequena comparada com as de aço inoxidável que, levando-se em conta o fator tempo, as caixas de aço inoxidável tornam-se vantajosas (Fig. 4.5).

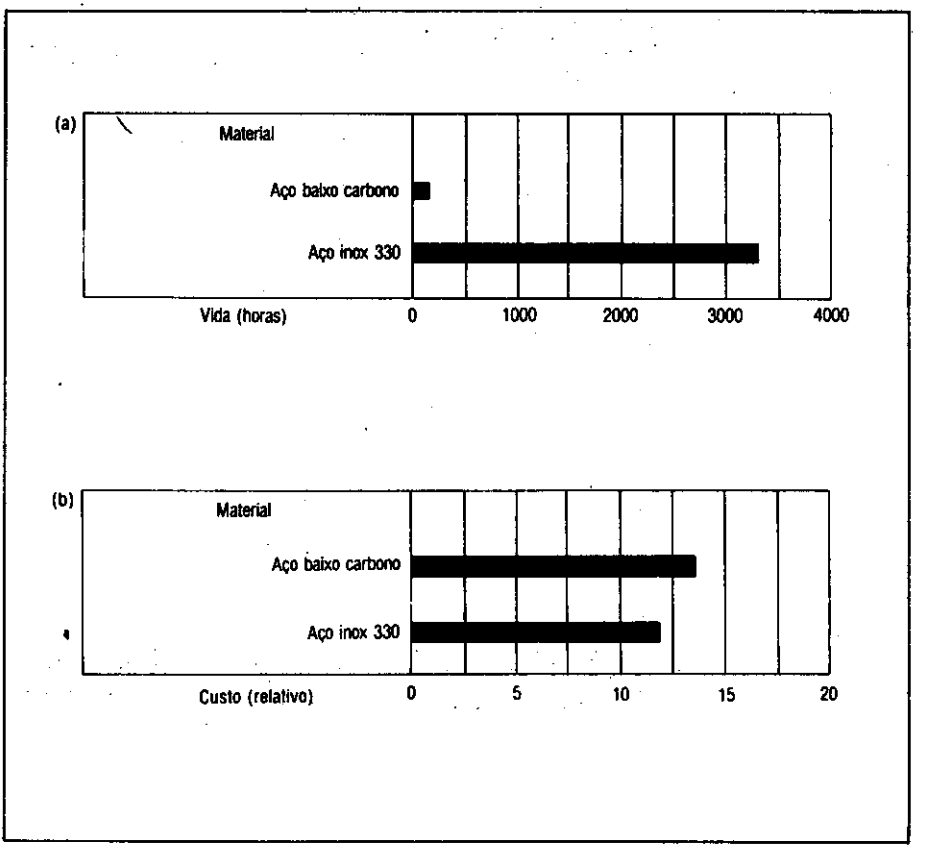


Fig. 4.5 - Vida em serviço (a) e custo por hora e por quilo de caixa (b) de aço carbono e aço inox utilizados a 925°C [6, adaptado].

4.4.2 - Cementação gasosa [6]

Consiste em se colocar a peça a ser cementada em um forno com atmosfera de potencial de carbono controlado.

Gás cementante

São empregados o gás natural (80 a 90% de CH_4 e 10 a 20% de C_2H_6), o propano (C_3H_8), o butano (C_4H_{10}), e mais recentemente, no Brasil, o álcool etílico volatilizado (C_3H_5OH).

Gás veículo

São empregados para diluir o gás cementante e manter uma pressão positiva no forno. São formados a partir da mistura dos seguintes gases:

N_2 (40 a 97%); CO (2 a 35%); CO_2 (0 a 5%); H_2 (1 a 40%); CH_4 (0 a 1%).

A relação entre o gás veículo e o cementante varia de 8:1 a 100:1, respectivamente.

Reações principais

$$CH_4 \rightleftharpoons (C) + 2\,H_2$$

$$CO + H_2O \rightleftharpoons CO_2 + H_2$$

$$CO \rightleftharpoons (C) + CO_2$$

Como estas reações são reversíveis, dependendo da temperatura e das concentrações de metano (CH_4) e hidrogênio (H_2), o aço pode tanto receber carbono (C) como perdê-lo. Na Fig. 4.6 observam-se as relações entre CH_4 e H_2 em equilíbrio com vários teores de carbono no aço.

O mesmo ocorre para atmosfera de CO/CO_2 (Fig. 4.7).

Profundidade da camada cementada

Varia de 0,5 a 2,0mm, usualmente, e depende, além do tempo e da temperatura, do potencial de carbono do forno (Fig. 4.8 e 4.9).

Equipamentos e aplicações

Embora variados, podem ser subdivididos em equipamentos para processos contínuos e intermitentes. O processo contínuo é indicado para alto volume de produção de peças semelhantes, e com camada cementada menor que 2mm.

Na Fig. 4.10 é mostrado um forno contínuo para cementação e têmpera.

Na Fig. 4.11 são mostrados exemplos de peças cementadas e temperadas.

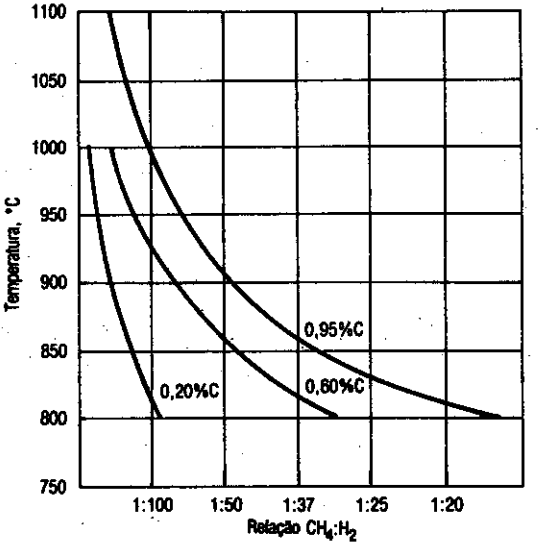


Fig. 4.6 - Efeito de diferentes relações CH_4/H_2 em aços de vários teores de carbono, a diversas temperaturas. Uma composição à direita de uma curva é carbonetante para o aço considerado; uma composição à esquerda, é descarbonetante [7].

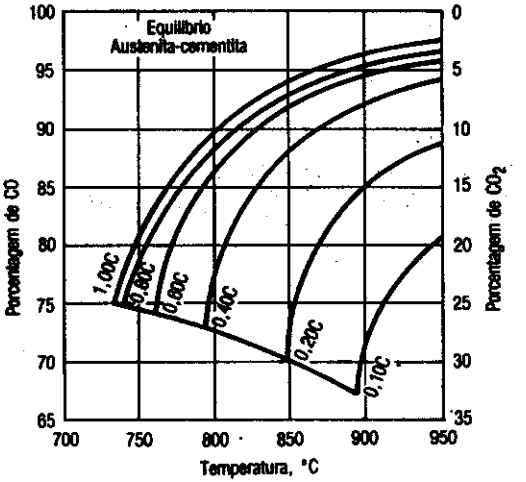


Fig. 4.7 - Curvas representativas do equilíbrio de mistura de CO e CO_2 com aços de diferentes teores de carbono.

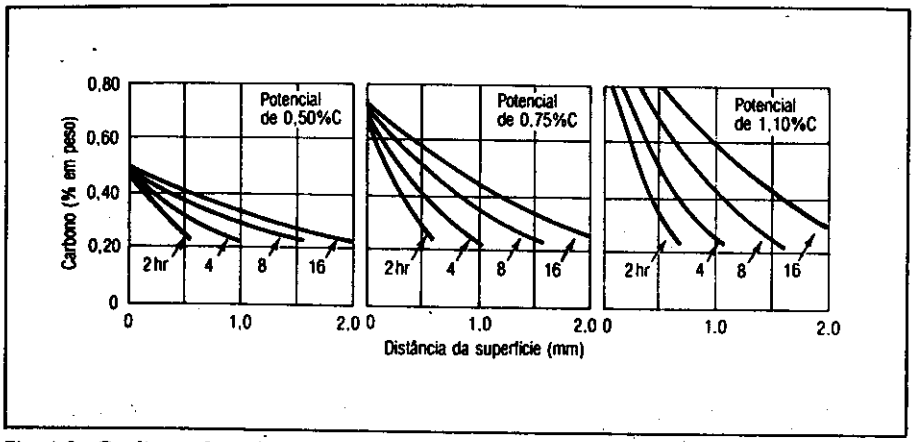


Fig. 4.8 - Gradiente de carbono no aço 1022 cementado a gás, a 920°C [6].

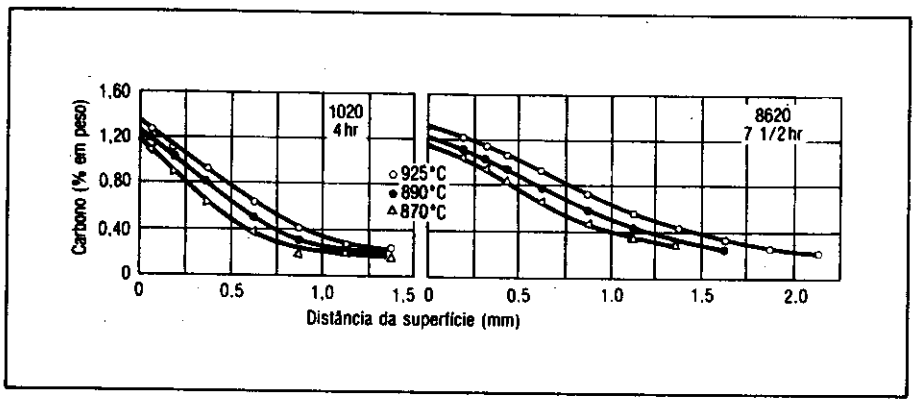


Fig. 4.9 - Gradiente de carbono para os aços 1020 e 8620 após cementação a gás (CH_4/H_2), em diferentes temperaturas [6].

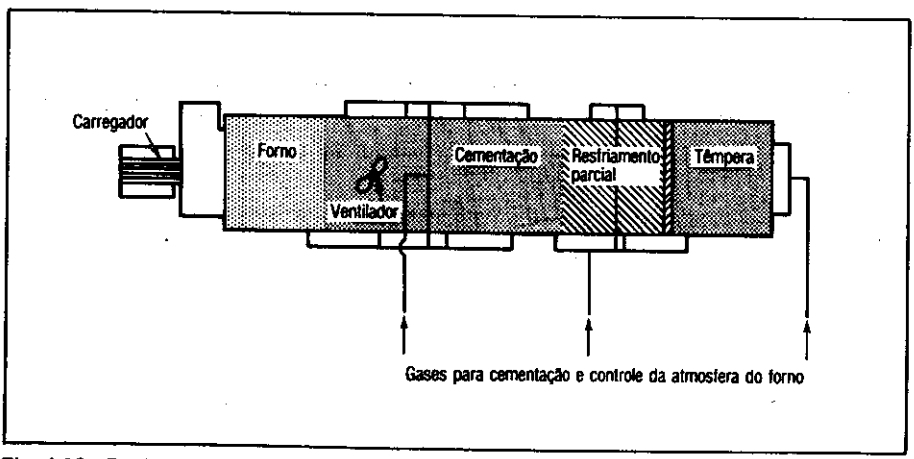
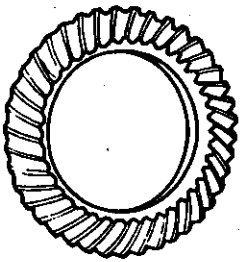


Fig. 4.10 - Equipamento para cementação gasosa e têmpera posterior, com produção contínua [6].

Peça 1
7,5cm de
comprimento

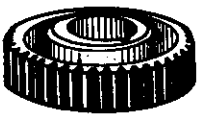
Peça 2
ø = 6,6cm

Peça 3
17cm de
comprimento

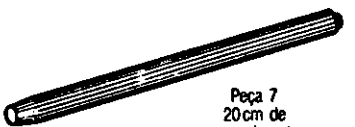


Peça 4
ø = 20cm

Peça 5
11,5cm de
comprimento



Peça 6
ø = 11,5cm



Peça 7
20cm de
comprimento

Peça 8
ø = 7cm

Peça nº	Aço (ABNT/AISI)	Profundidade cementada (mm)	Temperatura de cementação (°C)	Temperado a partir de (°C)	Temperatura de revenimento (°C)	Dureza
1	4118	1,0 a 1,3	885	830 TO	185	60 Rc
2	1024	1,0 a 1,3	885	830 TO	165	60 Rc
3	9112	1,0 a 1,3	900	855 TO	440	30-40 Rc
4	4118	1,0 a 1,3	885	830 TO	N R	60 Rc
5	5120	1,0 a 1,5	900	855 TO	165	60 Rc
6	8620	—	925	845 TO	N R	—
7	4322	0,9	915	845 TO	N R	—
8	1088	0,4 a 0,6	870	800 TA	440	31-43 R 95N

T.O. - Temperado em óleo T.A. - Temperado ao ar N.R. - Não revenido

Fig. 4.11 - Exemplos de peças cementadas a gás e resfriadas no próprio forno para têmpera, evitando o reaquecimento [6].

Vantagens

— Processo mais limpo que por via sólida;
— Melhor controle do teor de carbono e da espessura da camada cementada;
— Processo rápido e para produção contínua;
— Possibilita a têmpera direta, evitando o resfriamento.

Desvantagens

— Custo alto dos equipamentos;
— Requer pessoal habilitado.

4.4.3 - Cementação líquida

Consiste em se manter o aço em um banho de sal fundido numa temperatura acima de A_1. A profundidade da camada cementada depende da composição do banho e principalmente da temperatura utilizada. Banhos para baixas temperaturas (Tabela 4.3) permitem obter camadas de 0,08 a 0,8mm. Nos banhos para altas temperaturas obtém-se camadas de 0,5 até 3,0mm. A formação da camada cementada é bastante rápida como pode ser observada pela Fig. 4.2. Os aços empregados são os aços carbono (1010 a 1020) e os de baixa liga (1113, 1117, 1118, 8620, 9620). Os tempos de cementação líquida variam de 0,5 a 10 horas.

Constituinte	Composição do banho, % em peso	
	Camada de pequena espessura Baixa temperatura (840° a 900°C)	Camada de grande espessura Alta temperatura (900° a 955°C)
Cianeto de sódio	10 a 23	6 a 16
Cloreto de bário	0 a 40	30 a 55
Outros sais alcalinos	0 a 10	0 a 10
Cloreto de potássio	0 a 25	0 a 20
Cloreto de sódio	20 a 40	0 a 20
Carbonato de sódio	30 máx.	30 máx.
Aceleradores outros que compostos de metais alcalinos ferrosos*	0 a 5	0 a 2
Cianeto de sódio	1,0 máx.	0,5 máx.

* Dentre esses aceleradores, incluem-se dióxido de manganês, óxido de boro, fluoreto de sódio, e carboneto de silício.

Tabela 4.3 - Composição de banhos de sal para cementação líquida [7].

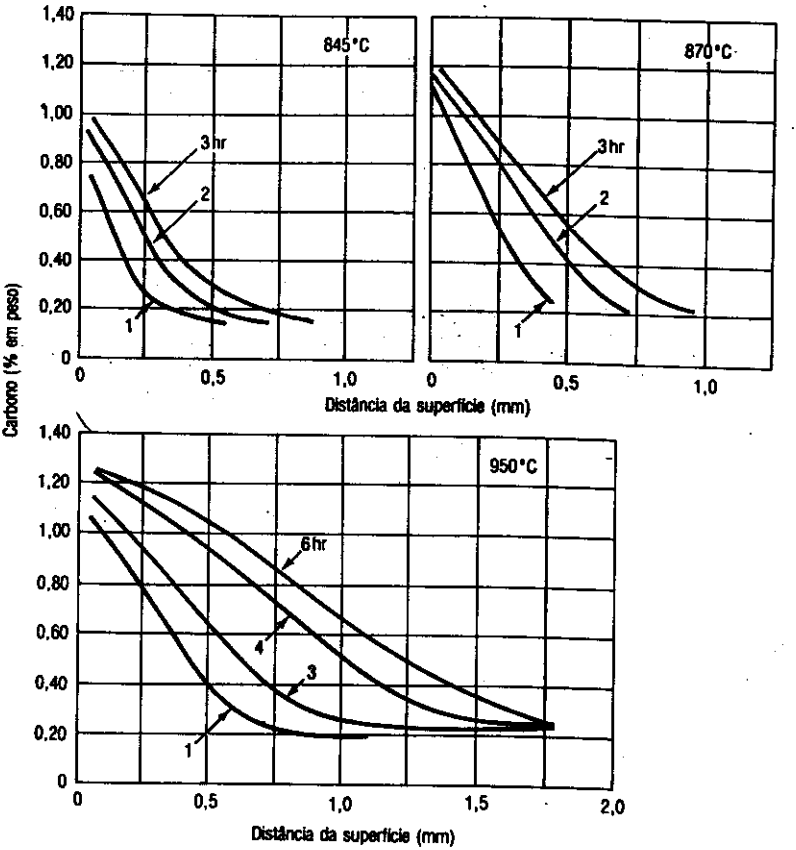


Fig. 4.12 - Perfil de distribuição do carbono após cementação líquida, em barras do aço 1020, utilizando diferentes temperaturas do banho [6].

Reações Principais

Banho para Baixa Temperatura

$$2\,NaCN \rightleftharpoons Na_2CN_2 + (C)$$

$$2\,NaCN + O_2 \rightleftharpoons 2\,NaNCO$$

$$NaCN + CO_2 \rightleftharpoons NaNCO + CO$$

Banho para Alta Temperatura

$$Ba(CN)_2 \rightleftharpoons BaCN_2 + (C)$$

Equipamentos

Os fornos para a cementação líquida possuem aquecimento externo ou interno (Fig. 4.13).

Também existe uma grande variedade de montagens das peças para se proceder a este tipo de cementação (Fig. 4.14).

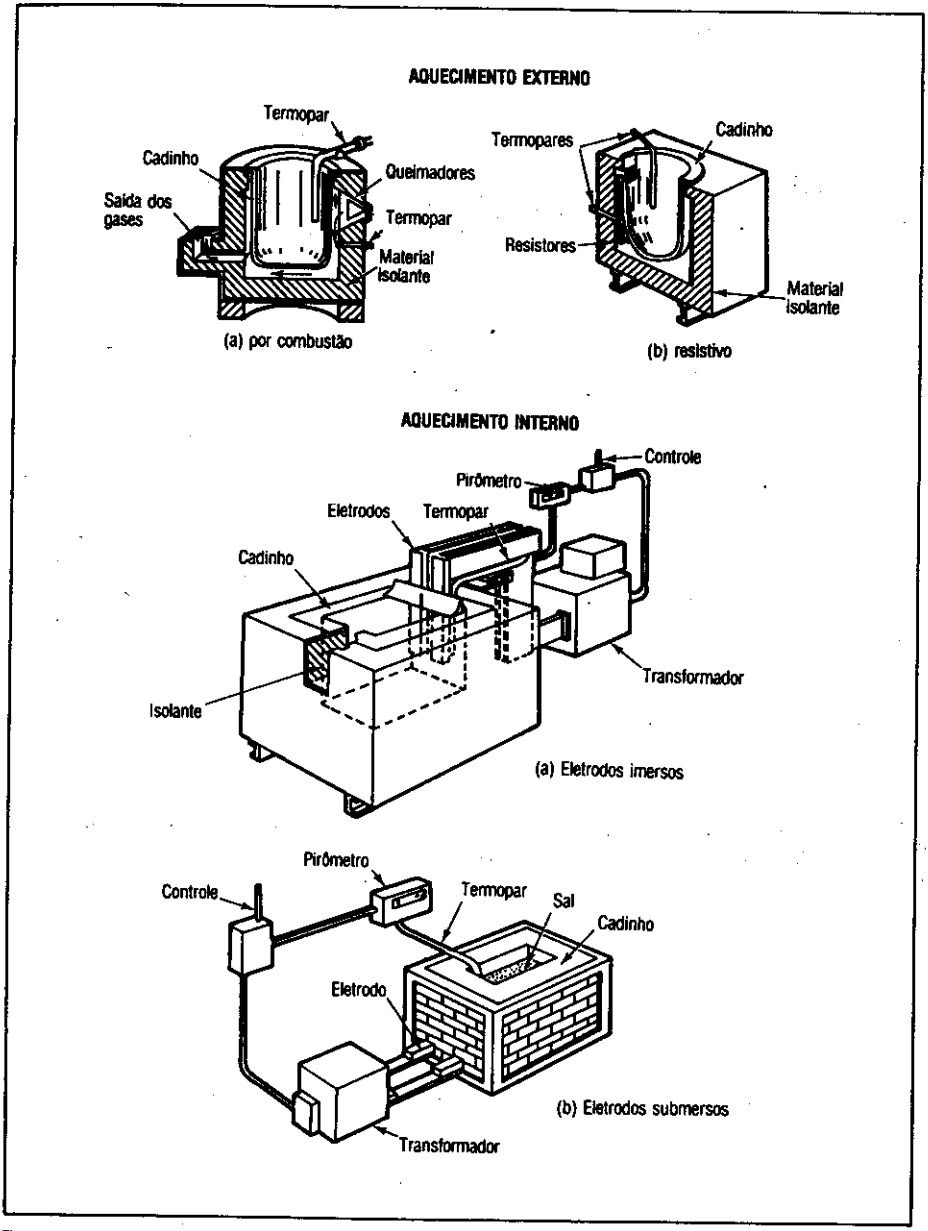


Fig. 4.13 - Principais tipos de fornos utilizados na cementação líquida [6].

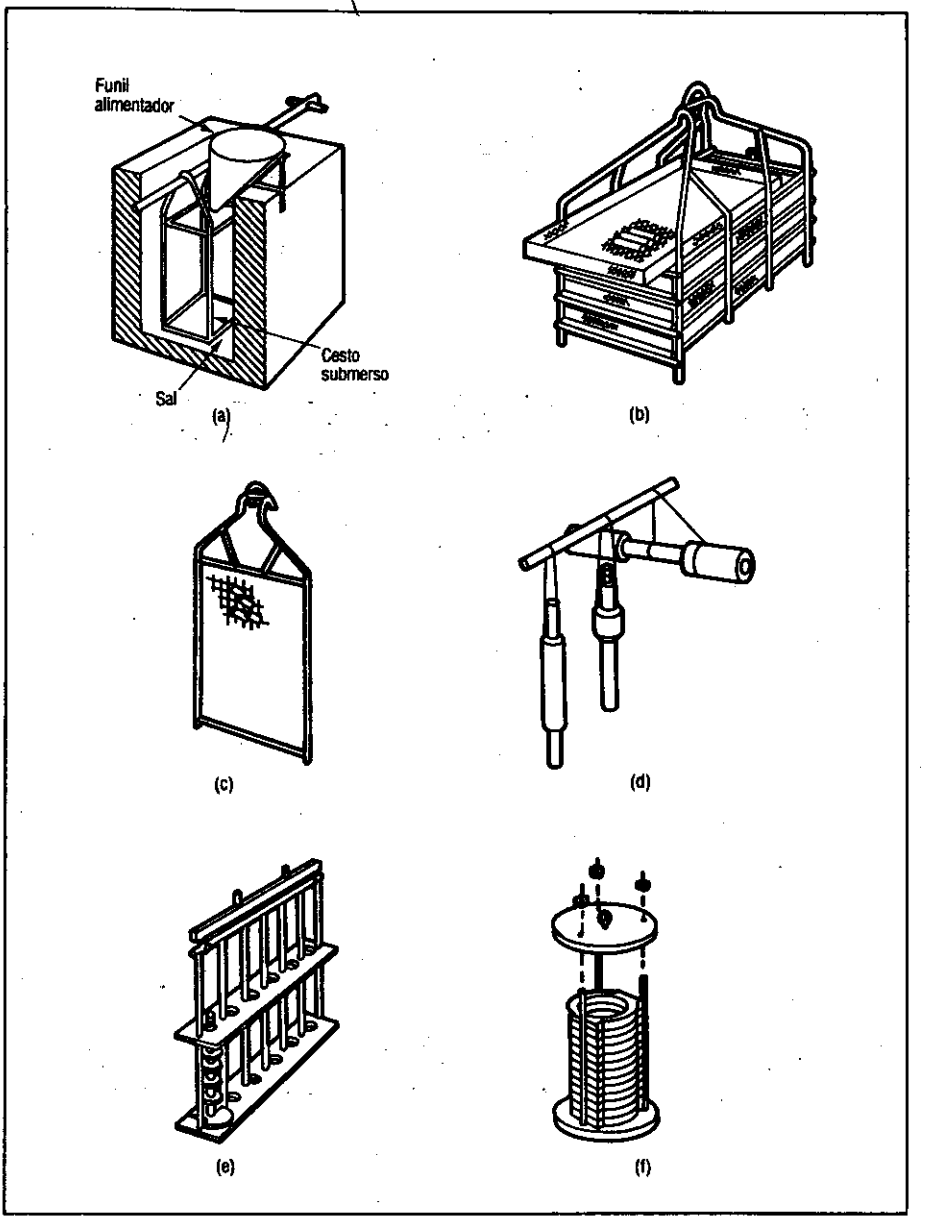


Fig. 4.14 - Montagens utilizadas para colocação das peças no forno para cementação líquida [6].

a) Cesto para pequenas peças com funil alimentador, para evitar respingos ao se colocar a peça
b) Cesto com bandejas internas.
c) Cabides para pequenas peças
d) Prendendo com arame de aço inoxidável
e) Montagem para pequenas engrenagens
f) Montagem para cementar apenas a parte externa das peças

Vantagens

— Obtenção de apreciáveis profundidades de penetração em tempo relativamente curto, pois a peça entra em contato direto com a massa líquida;
— Proteção efetiva contra descarbonetação;
— Possibilidade de operação contínua, pela colocação ou retirada das peças, enquanto outras ainda estão em tratamento.

Desvantagens

— Alta toxidez dos cianetos;
— Necessidade de limpeza posterior em alguns casos, como a têmpera em óleo.

4.5 - NITRETAÇÃO [6]

Nitretação é o processo de introdução superficial de nitrogênio no aço, pelo aquecimento do mesmo entre 500 e 570°C, para formar uma camada dura de nitretos.

Por utilizar temperaturas menores que as da cementação, a nitretação produz menor distorção e tem menor tendência a causar trincas no material. Após a nitretação não é necessário têmpera para produzir o endurecimento na camada nitretada.

As principais razões para se utilizar a nitretação são:

(1) Obter altíssima dureza superficial (em torno de 70 Rc) e alta resistência ao desgaste.
(2) Melhorar a resistência à fadiga e à corrosão (exceto para aços inoxidáveis).
(3) Obter superfície resistente ao amolecimento por aquecimento até temperaturas próximas à de nitretação.

A nitretação pode ser feita a gás, ou em banho líquido.

4.5.1 - Nitretação a gás

Consiste em submeter a peça a uma atmosfera de amônia, entre 500 e 550°C. A amônia decompõe-se segundo a reação:

$$NH_3 \rightleftharpoons (N) + \frac{3}{2}H_2$$

Aços empregados

Basicamente são empregados aços que contém elementos formadores de nitretos estáveis a temperatura de nitretação como alumínio, cromo e vanádio, classificados em:

(1) Aços baixa liga, contendo alumínio (Tabela 4.4)
(2) Aços médio carbono, ao cromo, das séries 41xx, 43xx, 51xx, 61xx, 86xx, 93xx e 98xx (41xx e 43xx são os mais utilizados).
(3) Aços ferramenta com 5% cromo, do tipo H11, H12 e H13.
(4) Aços inoxidáveis ferríticos e martensíticos (série 400).
(5) Aços inoxidáveis austeníticos da série 300.

Aços carbono em geral não podem ser utilizados na nitretação a gás, pois formam uma camada nitretada extremamente quebradiça.

Aço		Composição (% em peso)						
ABNT	Nitralloy	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Al
—	G	0,35	0,55	0,30	1,2	—	0,20	1,0
7140	135M	0,42	0,55	0,30	1,6	—	0,38	1,0
	N	0,24	0,55	0,30	1,15	3,5	0,25	1,0
	EZ	0,35	0,80	0,30	1,25	—	0,20	1,0

Tabela 4.4 - Aços baixa liga com alumínio utilizados na nitretação a gás [6].

Processos

1) Estágio Único

Utiliza temperatura entre 500 e 525°C, e taxa de dissociação da amônia entre 15 e 30%. Neste caso a dissociação da amônia é controlado pelo fluxo de amônia e pela temperatura.

2) Estágio Duplo ou Processo de Floe

Produz uma camada nitretada mais fina que a anterior. Sua aplicação é restrita aos aços com alumínio.

O primeiro estágio deste processo é análogo ao processo de estágio único, apenas com menor tempo de aplicação. No segundo estágio a temperatura é elevada para 550 a 565°C e a taxa de dissociação da amônia para 65 a 85%. Para se obter essas altas taxas de dissociação é necessário o uso de um dissociador externo ao forno.

O tempo total do estágio duplo é equivalente ao do estágio simples, e a única vantagem de utilizar o estágio duplo é o de reduzir a camada nitretada.

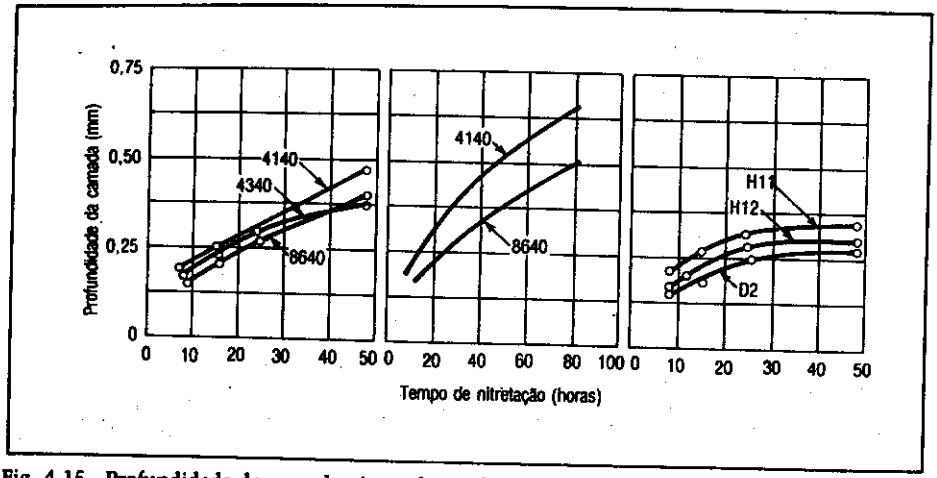


Fig. 4.15 - Profundidade da camada nitretada em função do tempo de nitretação a gás, para diferentes aços aquecidos a 525°C [6].

Na Fig. 4.15 observa-se que a profundidade da camada nitretada é relativamente pequena se comparada às camadas cementadas (máximas de 0,7 e 6mm, respectivamente).

Mudanças dimensionais

Durante a nitretação ocorre um ligeiro aumento dimensional das peças, conforme ilustra a Fig. 4.16, e isto deve ser levado em conta no projeto das mesmas. Para se ter uma base de cálculo, o aumento médio em barras é da ordem de 0,5μm por milímetro de comprimento e 1,5μm por milímetro de diâmetro.

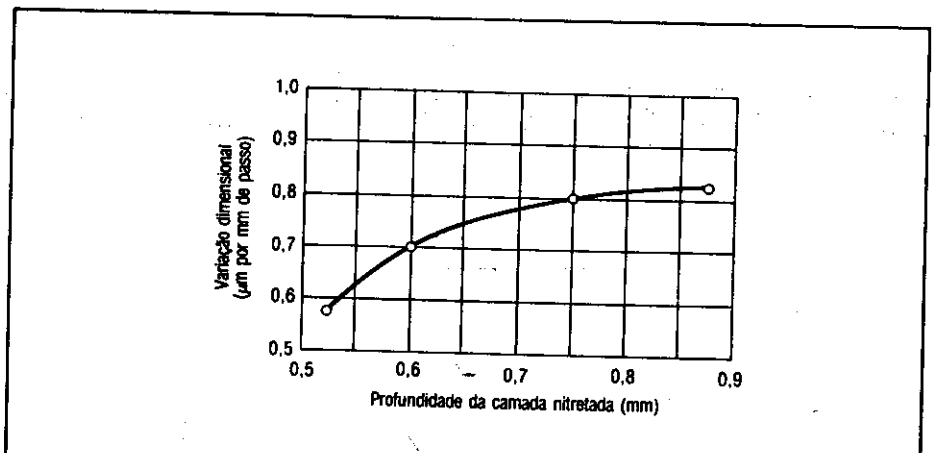


Fig. 4.16 - Aumento nas dimensões de uma engrenagem do aço 4142 para diferentes profundidades de camadas nitretadas a gás [6].

Equipamentos

Existem diversos equipamentos disponíveis no mercado para a nitretação a gás e um exemplo é o forno tipo campânula, mostrado na Fig. 4.17.

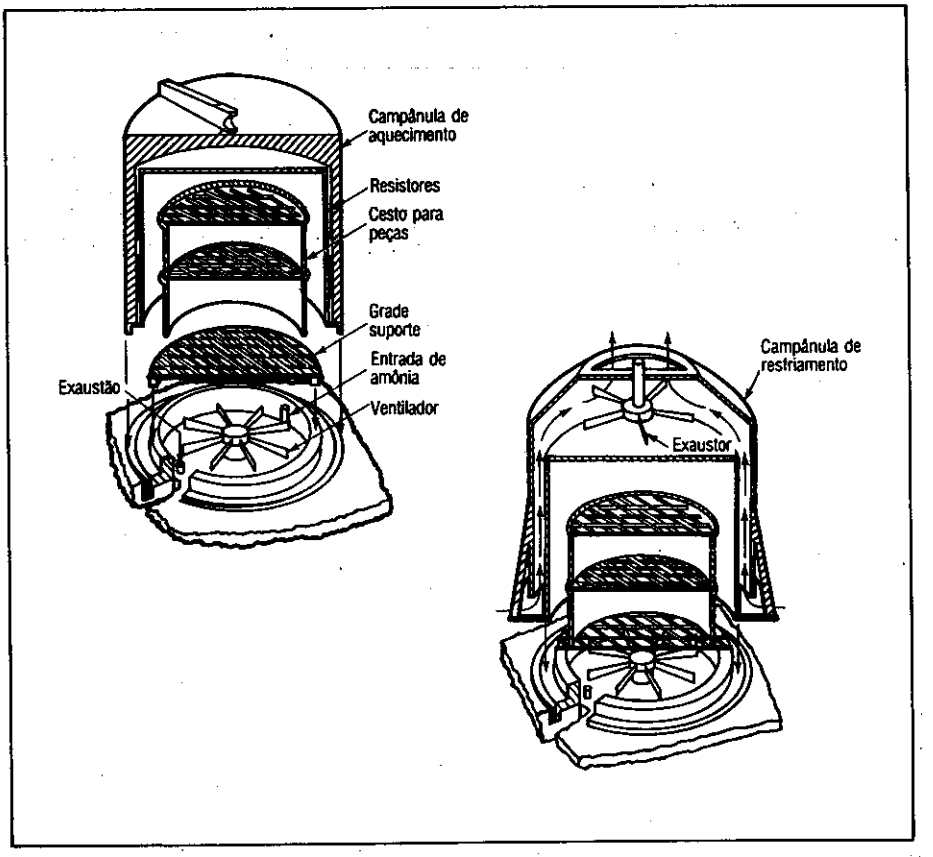


Fig. 4.17 - Desenho esquemático de um forno tipo campânula utilizado na nitretação a gás [6].

Preparação das peças [7]

Em geral, a seqüência de operações para a nitretação é a seguinte:

(1) Têmpera e revenimento a 25°C acima da temperatura de nitretação para garantir estabilidade dimensional.
(2) Usinagem grosseira
(3) Alívio de tensões (500 a 600°C)
(4) Usinagem final
(5) Nitretação
(6) Retífica

4.5.2 - Nitretação líquida [6]

O aquecimento é feito na mesma faixa de temperatura da nitretação a gás (500 a 570°C), utilizando um banho à base de cianeto. Em vista disso adiciona também um pouco de carbono à peça.

Os aços empregados são: carbono, baixa, liga, ferramenta, inoxidável e resistente ao calor (Tabela 4.5). A grande vantagem sobre a nitretação a gás é que, além de utilizar aço carbono, os tempos são bem menores. A desvantagem é que a camada nitretada também é menor (máxima de 0,015mm contra 0,7mm da nitretação a gás).

As aplicações são as mesmas recomendadas para a nitretação a gás (aumento da resistência ao desgaste, à fadiga com menor distorção que na cementação). Os equipamentos utilizados são os mesmos descritos para cementação líquida.

Material	Tempo	Temperatura (°C)	Camada nitretada (μm)
Aço carbono e baixa liga	1 a 2 horas	565	5 a 13
Aço ferramenta (estrutural)	1/2 a 3 horas	535 a 565	2,5 a 8
Aço ferramenta (para corte)	5 a 30 min.	535	2,5 (máx.)
Aço inoxidável e resistente ao calor	2 a 4 horas	565	5 a 15

Tabela 4.5 - Tempo e temperatura indicados para nitretação líquida dos diferentes aços [6].

Existe um banho em que os sais de sódio formam 60 a 70% da mistura, sendo constituídos de: 96,5% NaCN; 2,5% Na_2CO_3 e 0,5% de NaCNO. Um outro banho, de potássio, apresenta 30 a 40% de sais de potássio (96,0% KCN; 0,6 K_2CO_3; 0,7% KCNO; 0,5 KCl).

Profundidade da camada nitratada

Na Fig. 4.18 observa-se o gradiente de concentração de nitrogênio em um aço 1015, aquecido a 565°C por diferentes períodos de tempo.

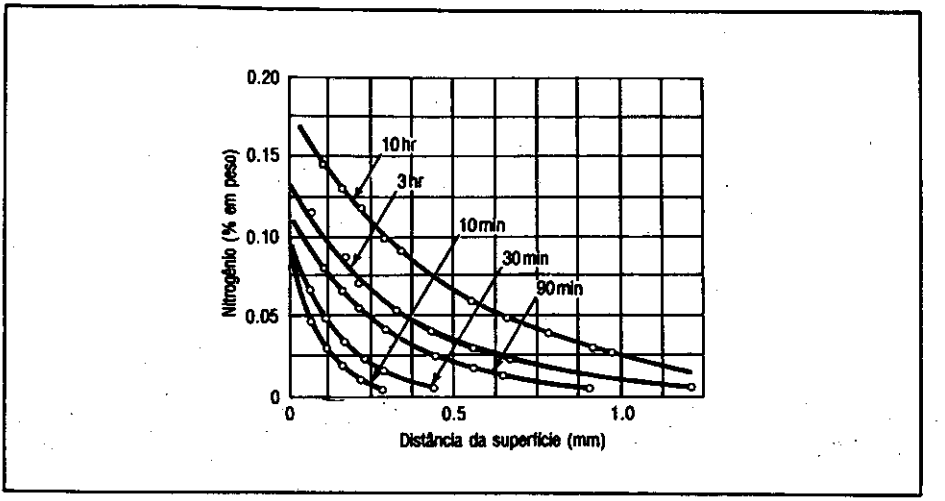


Fig. 4.18 - Gradiente de nitrogênio no aço 1015, em função do tempo de nitretação líquida a 565°C [6].

Propriedades das peças nitretadas

A resistência ao desgaste aumenta consideravelmente após a nitretação das peças (Fig. 4.19). A nitretação aumenta também a resistência à fadiga (Fig. 4.20). Para isso é conveniente que as peças sejam resfriadas rapidamente após a nitretação, a fim de que o nitrogênio seja mantido em solução sólida na peça.

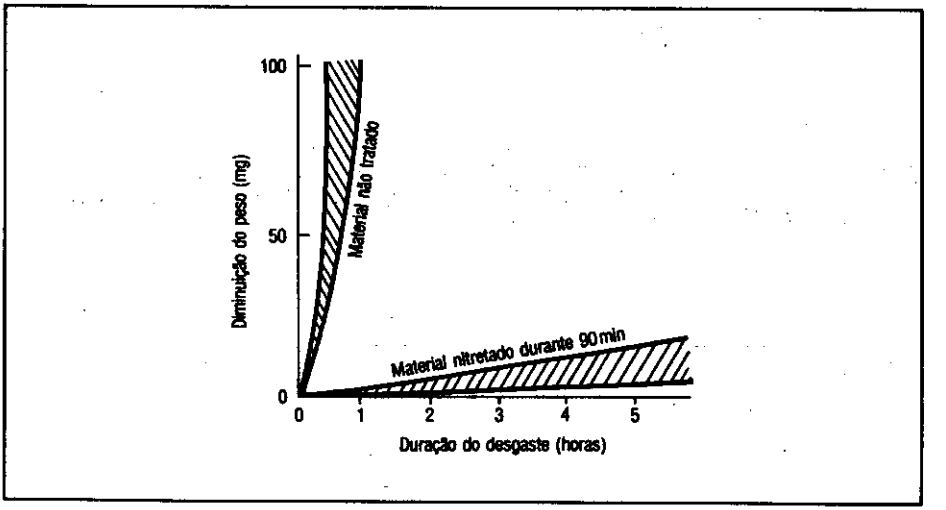


Fig. 4.19 - Resultados comparativos obtidos em ensaios de desgaste aos quais foram submetidos corpos de prova em aço com 0,15% de carbono, não tratados e nitretados em banho de sal durante 90 minutos [7].

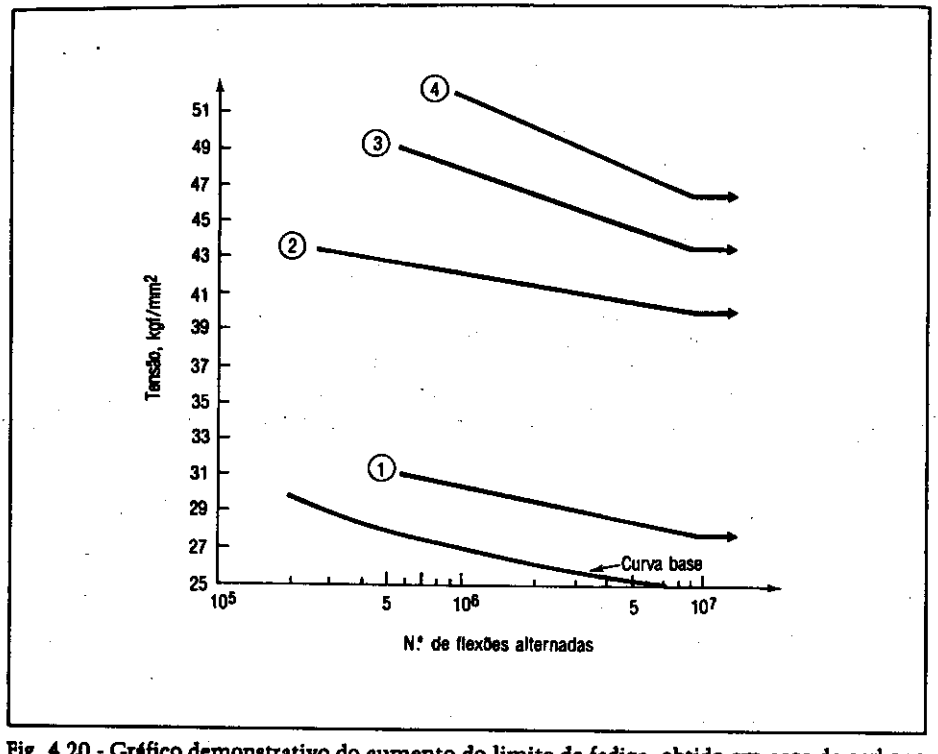


Fig. 4.20 - Gráfico demonstrativo do aumento do limite de fadiga, obtido em aços de carbono 0,15%C, submetidos à nitretação líquida. A curva base corresponde ao aço não tratado, o qual, submetido a uma carga de 25 kg/mm², rompeu depois de 10 milhões de flexões alternadas; a curva (1) corresponde ao aço nitretado a 600°C, durante 30 min., e esfriado em salmoura; a curva (2), ao aço nitretado a 570°C, durante 90 min. e esfriado em banho de sal; a curva (3), ao aço nitretado a 570°C, durante 90 min., e esfriado ao ar; finalmente, a curva (4), ao aço nitretado a 570°C, durante 90 min., e esfriado em salmoura. Nota-se a vantagem do esfriamento em salmoura, após a nitretação [7].

4.6 - CIANETAÇÃO (OU CARBO-NITRETAÇÃO LÍQUIDA)

Consiste em aquecer o aço em temperaturas acima de A_1, em um banho de sal fundido, de modo que a superfície do aço absorva carbono e nitrogênio. Após a têmpera em óleo ou água o aço desenvolve uma camada dura, resistente ao desgaste.

Os banhos de sal contém cianeto de sódio (30 a 97%), carbonato de sódio (2 a 40%) e cloreto de sódio (0 a 30%). Estes dois últimos são sais inertes, adicionados para controlar o ponto de fusão da mistura e sua fluidez.

As temperaturas utilizadas variam entre 760 a 870°C e os equipamentos são os mesmos empregados na cementação líquida. O processo é aplicado usualmente aos aços carbono e baixa liga.

Uma vantagem da cianetação sobre a carbonitretação é a menor distorção nas peças produzidas (Tabela 4.6).

Com relação à cementação líquida, a cianetação introduz menos carbono e mais nitrogênio que esta (Tabela 4.7).

Cianetação				Carbonitretação			
Ciclo		Distorção		Ciclo		Distorção	
Temperat. (°C)	Tempo (minuto)	Flexão (mm)	Torção (mm)	Temperat. (°C)	Tempo (minuto)	Flexão (mm)	Torção (mm)
760	100	0,05	0,05	760	120	0,25	0,38
790	60	0,06	0,08	790	100	0,38	0,50
815	40	0,10	0,13	815	90	0,50	0,64
845	30	0,13	0,13	845	60	0,64	0,76

Tabela 4.6 - Comparação entre a distorção resultante dos processos de cianetação e carbonitretação, para iguais temperaturas de aquecimento de um aço 1008. Os ciclos foram escolhidos para fornecer uma camada endurecida de 0,13 a 0,15 mm [6].

Profundidade em mm	Cianetação a 850° Aço 1020 (30% NaCN)		Cementação líquida a 925°C Aço 3312 (8% NaCN)	
	%C	%N	%C	%N
0,1	0,60	0,56	0,73	0,12
0,2	0,51	0,19	0,73	0,03
0,3	0,32	0,05	0,65	0,02
0,4	0,26	0,02	0,55	0,01
0,5	0,19	0,01	0,48	0,01
0,6	—	—	0,35	0,01
0,7	—	—	0,25	—

Tabela 4.7 - Composição das camadas cianetadas e cementadas [7].

Reações principais

A produção dos agentes ativos (carbono e nitrogênio atômicos) não é feita diretamente a partir do cianeto de sódio (ou potássio), mas sim a partir de uma série de reações do cianeto fundido com o oxigênio do ar:

$$2\,NaCN + O_2 \rightleftharpoons 2\,NaNCO$$

$$4\,NaNCO \rightleftharpoons Na_2CO_3 + 2\,NaCN + 2\,(N)$$

$$2\,CO \rightleftharpoons CO_2 + (C)$$

$$NaCN + CO_2 \rightleftharpoons NaNCO + CO$$

Profundidade da camada cianetada

A profundidade de penetração do carbono e do nitrogênio e, por conseqüência, a dureza, variam com a temperatura (Fig. 4.21) e com o tempo (Tabela 4.8).

Profundidade da camada (mm)			
Temperatura de cianetação °C	Tempo		
	15 min.	30 min.	45 min.
700	0,006	0,012	0,025
760	0,034	0,063	0,095
815	0,045	0,100	0,120
879	0,081	0,120	0,150

Tabela 4.8 - Efeito da temperatura e do tempo na profundidade da camada cianetada de um aço 1020 [6].

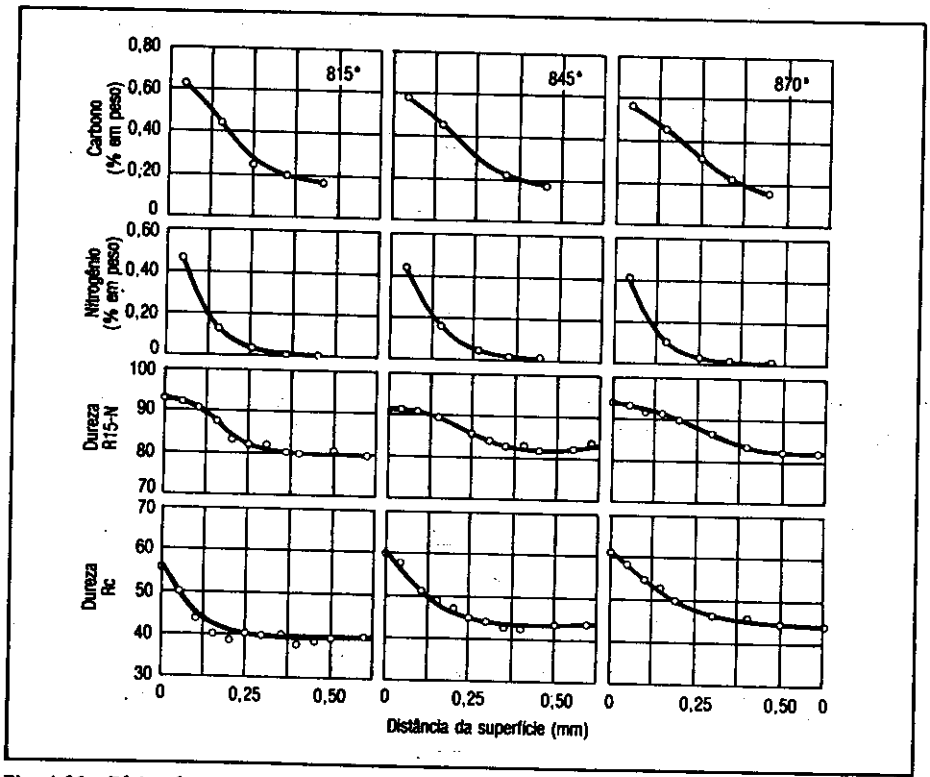


Fig. 4.21 - Efeito da temperatura na penetração de carbono e nitrogênio, com conseqüente aumento de dureza, durante a cianetação de um aço 1022, por 1 hora [6].

B.P.G.E.

4.7. - CARBONITRETAÇÃO

Também conhecido como cianetação seca, cianetação a gás ou nitrocarbonetação, é um processo de introduzir carbono e nitrogênio no aço a partir de uma mistura gasosa apropriada. O carbono provém de um gás rico em carbono e o nitrogênio a partir da amônia. É um processo misto da cementação a gás e a nitretação a gás, sendo realizado em temperaturas intermediárias entre estes dois processos (700 a 900°C)

O objetivo da carbonitretação é formar no aço uma camada resistente ao desgaste de 0,07 a 0,70mm. Por empregar temperaturas menores que a cementação gasosa, produz uma menor distorção que este processo.

Os aços normalmente utilizados são os das séries: 10xx, 41xx, 51xx e, 86xx com teores de carbono na faixa de 0,25%, embora em alguns casos aços com até 0,50% C sejam utilizados.

Por conter nitrogênio, a resistência ao amolecimento pela temperatura é maior em peça carbonitretadas que nas cementadas a gás. Também a resistência à fadiga e ao impacto são maiores em peças carbonitretadas do que nas cementadas a gás. Em contrapartida a profundidade de camada endurecida é menor que na cementação.

A vantagem da carbonitretação em relação à cianetação a gás é que esta é mais limpa. Assim, em peças com formas intrincadas ou com pequenos furos a operação de retirada do sal da cianetação é difícil, e aí a carbonitretação é mais indicada.

Os equipamentos utilizados são praticamente os mesmos da cementação a gás, com pequenas modificações.

Os tempos de carbonitretação para os aços carbono e baixa liga variam de 30 minutos até um máximo de 6 horas.

Profundidade da camada carbonitretada

Na Fig. 4.22 observa-se a penetração de carbono, de nitrogênio, e a dureza obtida após a carbonitretação por 4 horas, a 840°C, em aços 1018 e 8620. Nota-se que o aço ligado responde melhor ao tratamento.

A Fig. 4.23 apresenta os efeitos da temperatura e do tempo na profundidade da camada carbonitretada de aços carbono e baixa liga.

4.8 - BORETAÇÃO [8]

Consiste no enriquecimento superficial em boro no aço pela difusão química, com formação de boretos de ferro (Fe_2 B e Fe B).

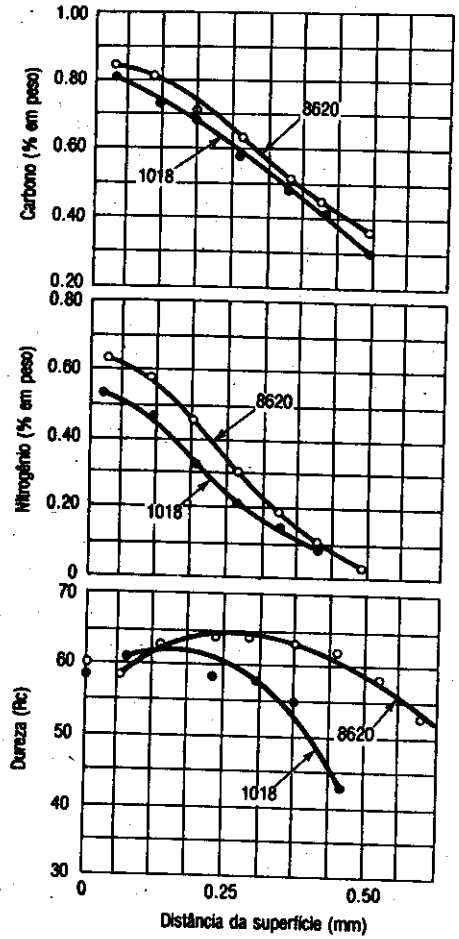


Fig. 4.22 - Gradientes de carbono, nitrogênio e dureza após carbonitretação a 845°C por 4 horas, seguida de têmpera em óleo 55°C [6].

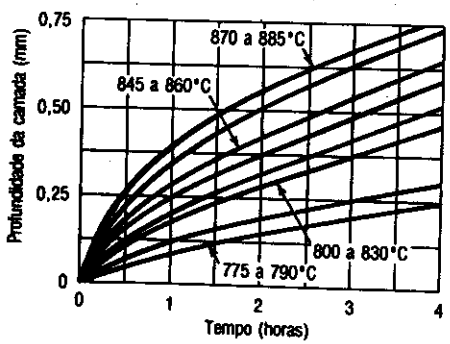


Fig. 4.23 - Efeito do tempo e da temperatura na profundidade da camada carbonitretada [6].

A boretação pode ser gasosa, líquida ou sólida.

A boretação gasosa, além de utilizar equipamentos de alto custo, emprega um gás 100 vezes mais venenoso que o cianogênio.

A boretação líquida utiliza banhos de sais, não tóxicos, mas apresenta dificuldades de introdução do boro no aço por formar camadas bifásicas contendo Fe_2B e Fe B, que dificultam a penetração do boro.

Em vista disso, a boretação sólida tem sido a mais empregada. Os meios de boretação sólida podem conter como fontes de boro as seguintes substâncias: boro puro, ferro-boro e carboneto de boro. Como o boro puro é caro (~500 dólares/kg) e o ferroboro apresenta dificuldades técnicas em se manter a qualidade em grandes produções, utiliza-se o carboneto de boro (~80 dólares/kg).

A espessura da camada boretada varia de 10 a 300 mícrons, embora processos especiais permitam obter camadas de até 1 milímetro de profundidade. O ideal é a formação da camadas monofásicas de Fe_2B, pois camadas de FeB são mais susceptíveis à formação de trincas.

A temperatura de boretação varia de 800 a 1050°C e os tempos, em geral, variam de 1 a 8 horas (Fig. 4.24).

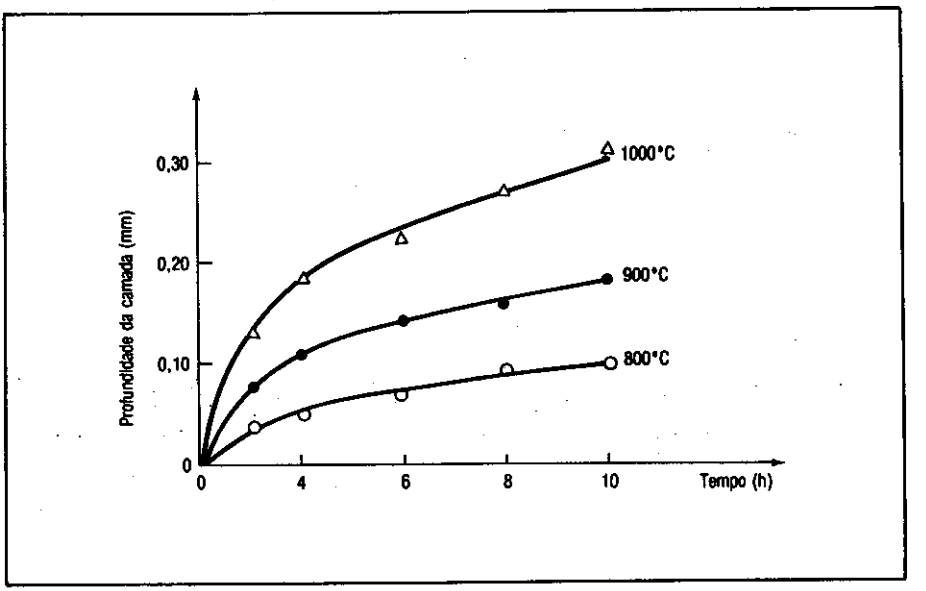


Fig. 4.24 - Profundidade da camada boretada em função do tempo e da temperatura, para boretação sólida[8].

Peças com camadas boretadas de até 150 mícrons podem ser temperadas em óleo ou ar, sem apresentar trincas superficiais. O revenimento deve ser feito em um meio inerte, preferencialmente sob gás protetor ou banho de sal neutro.

A microdureza das camadas boretadas é extremamente alta.

A camada boretada também apresenta uma grande resistência à corrosão por ácidos inorgânicos, como o clorídrico, o sulfúrico e o fosfórico (Fig. 4.25).

Os aços empregados na boretação são: carbono, baixa liga, ferramenta e inoxidável. Os aços ligados com alumínio e os com mais de 1% de silício não são indicados para este processo.

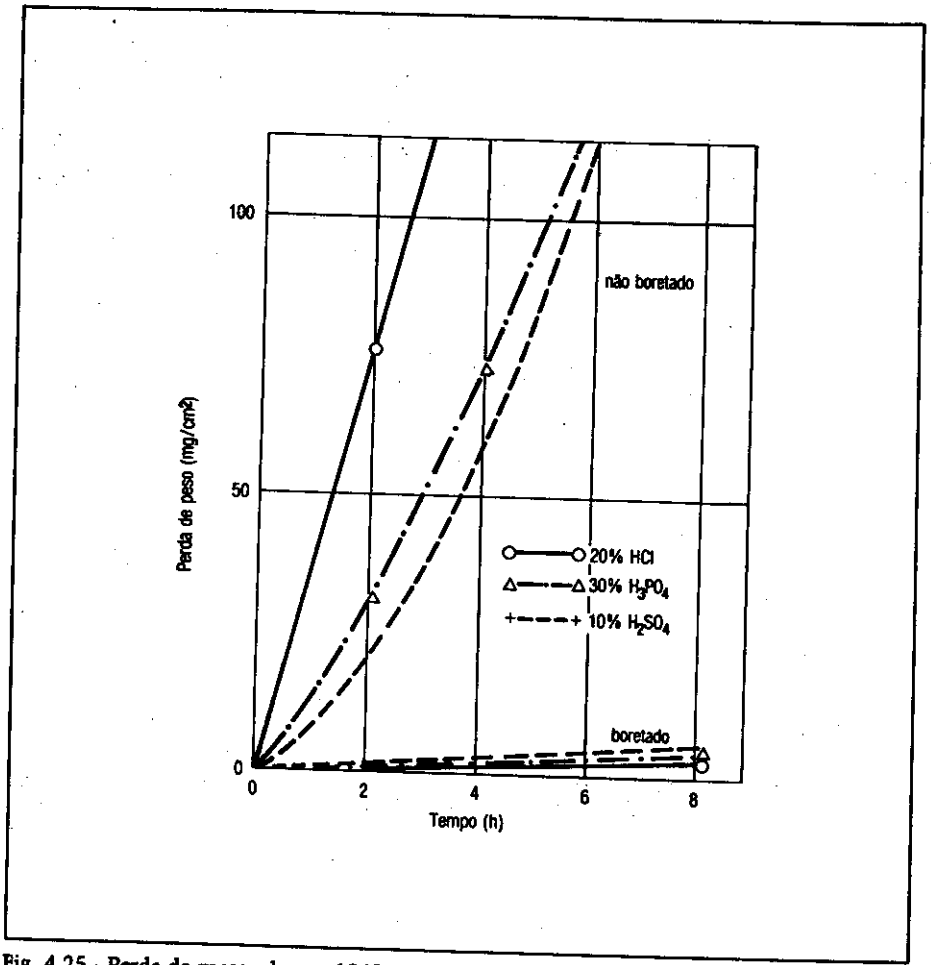


Fig. 4.25 - Perda de massa do aço 1045, pela ação de ácidos inorgânicos, a 56°C [8].

4.9 - RESUMO DOS TRATAMENTOS TERMOQUÍMICOS

Na Tabela 4.9 é apresentado um resumo sobre os tratamentos termoquímicos dos aços com as vantagens e desvantagens dos mesmos.

Processo	Substâncias utilizadas	Faixa de temperatura (°C)	Profundidade da camada (mm)	Tempo (horas)	Tipo de aço	Vantagens	Desvantagens
Cementação sólida	Carvão de madeira, coque, $BaCO_3$	815 - 950	0,6 a 6	4 a 40	1,2	• Utiliza qualquer tipo de forno • Não precisa de atmosfera controlada • Pouca experiência do operador	• Difícil controle da camada • Lento, por aquecer o material de empacotamento • Sujo
Cementação gasosa	Gás natural, propano, álcool etílico, N_2, CO, CO_2, H_2,CH_4,...	870 - 950	0,4 a 2,0	2 a 24	1,2	• Mais limpo que por via sólida • Melhor controle da camada • Rápido, adequado p/ produção contínua	• Alto custo de equipamento • Pessoal habilitado
Cementação líquida	NaCN, $BaCl_2$, KCl, NaCl, Na_2CO_3,...	840 - 900 900 - 955	0,08 a 0,8 0,5 a 3,0	0,5 a 10	1,2	• Tempos mais curtos que outros tipos de cementação • Proteção do sal contra corrosão e descarbonetação	• Toxidez do cianeto • Limpeza posterior à têmpera em óleo
Nitretação a gás	NH_3, N_2	500 - 570	0,2 a 0,7	10 a 80	3, 5, 6	• Não necessita têmpera posterior • Alta dureza superficial • Melhora da resistência à fadiga e à corrosão • Perda de dureza com aquecimento é menor que na cementação	• Não pode ser aplicada ao aço carbono • Muito lento
Nitretação líquida	[NaCN, Na_2CO_3, NaCNO] ou [KCN, K_2CO_3, KCNO, KCl]	500 - 570	0,005 a 0,015	5 min a 4 h	1, 2, 3, 4, 5, 7	• Mais rápido que a nitretação a gás, com as mesmas vantagens	• Camadas menos profundas que as da cementação ou da carbonitretação
Cianetação	NaCN, Na_2CO_3, NaCl	760 - 870	0,006 a 0,150	15 min a 2 h	1,2	• Menor distorção que na carbonitretação • Mais rápido que a cementação • Perda de dureza com aquecimento é menor que na cementação	• Camadas menos profundas que as da cementação ou da carbonitratação
Carbonitretação	Os mesmos gases que da cementação a gás + amônia	700 - 900	0,07 a 0,70	0,5 a 6	1,2	• Perda de dureza com aquecimento é menor que na cementação • Maior resistência à fadiga e ao impacto que na cementação • Mais limpo que a cianetação, sendo mais fácil de aplicar em peças com furos e formas intrincadas	• Maior distorção que a cianetação • Camadas endurecidas menores que na cementação
Boretação	Boro ou seus compostos nas formas sólidas, líquidas ou gasosas	800 - 1050	0,010 a 0,300	1 a 8	1,2,3,4	• Altíssima dureza superficial • Aumenta a resistência à corrosão por ácidos inorgânicos	• Alto custo dos compostos de boro • Aço não pode conter alumínio ou mais de 1% de silício • Altíssima toxidez da boretação gasosa • Difícil controle da boretação líquida

1 - Aço Carbono
2 - Aço Baixa Liga
3 - Aço Inoxidável
4 - Aço Ferramenta
5 - Aço Baixa Liga ao Alumínio e Cromo
6 - Aço Ferramenta, série H
7 - Aço Resistente ao Calor

Tabela 4.9 - Resumo dos tratamentos termoquímicos dos aços.

Pela Tabela 4.10, observa-se que entre os processos de introdução de carbono (cementação sólida e gasosa) e de introdução de nitrogênio (nitretação a gás), existem processos intermediários que introduzem carbono e nitrogênio (cementação líquida, carbonitretação, cianetação e nitretação líquida). Nestes processos intermediários observa-se que ao se reduzir a temperatura, a introdução do nitrogênio é favorecida em relação à do carbono, porém a camada endurecida é reduzida, pois a região de difusão é menor.

Observa-se também que as temperaturas para a introdução do carbono são bem maiores que aquelas para introdução do nitrogênio (máximo de 950 e 570°C, respectivamente), em função da solubilidade destes elementos no ferro, conforme já discutido no item 4.2. A maior temperatura na cementação favorece a difusão do carbono, e as camadas endurecidas são, portanto, maiores que na nitretação (máximo de 6 e 0,7 mm, respectivamente).

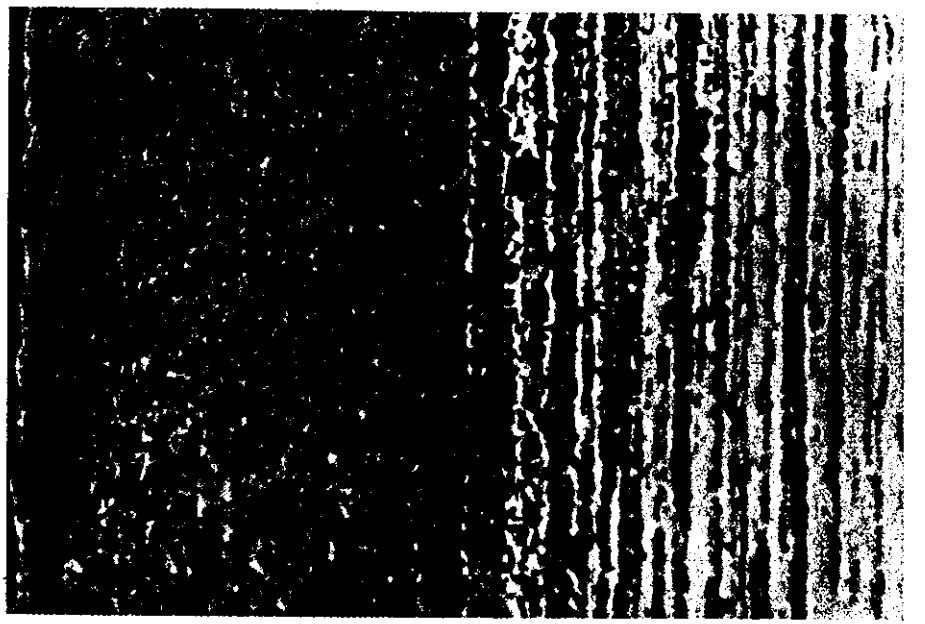
Elemento introduzido	Processo	Temp. max. (°C)	Camada max. (μm)	Tempo max. horas
C	Cementação sólida	950	6.000	48
	Cementação gasosa	950	2.000	24
C + N ↓ Aumenta o N, diminui o C introduzido	Cementação líquida	950	3.000	10
	Carbonitretação	900	700	6
	Cianetação	870	150	2
	Nitretação líquida	570	15	4
N	Nitretação a gás	570	700	80

Tabela 4.10 - Comparação entre os processos de introdução superficial de carbono e/ou nitrogênio nos aços.

4.10 - MICROESTRUTURAS OBTIDAS NOS TRATAMENTOS TERMOQUÍMICOS

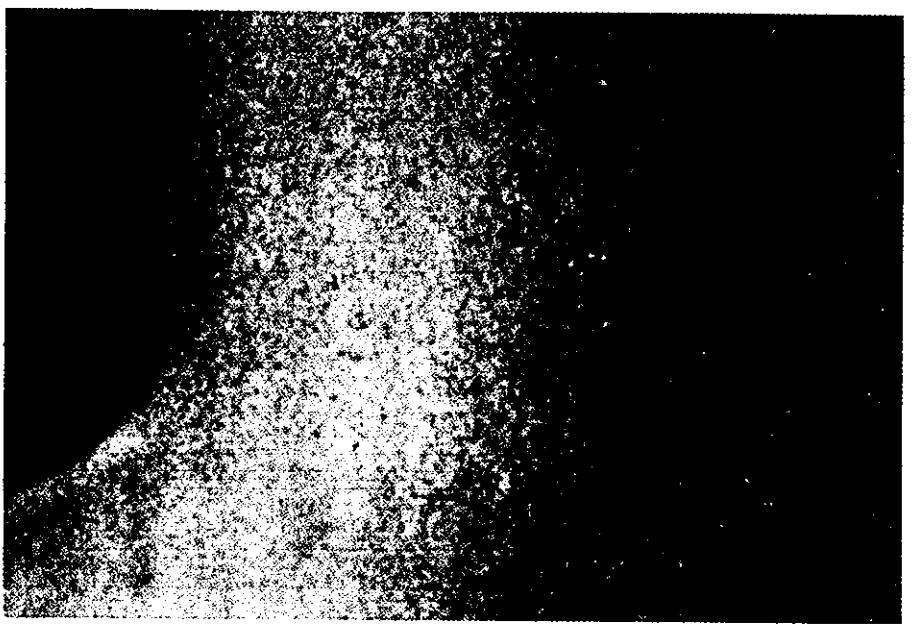
Nas Figs. 4.26 a 4.29 são apresentadas microestruturas representativas de alguns dos tratamentos termoquímicos.

SUPERFÍCIE NÚCLEO



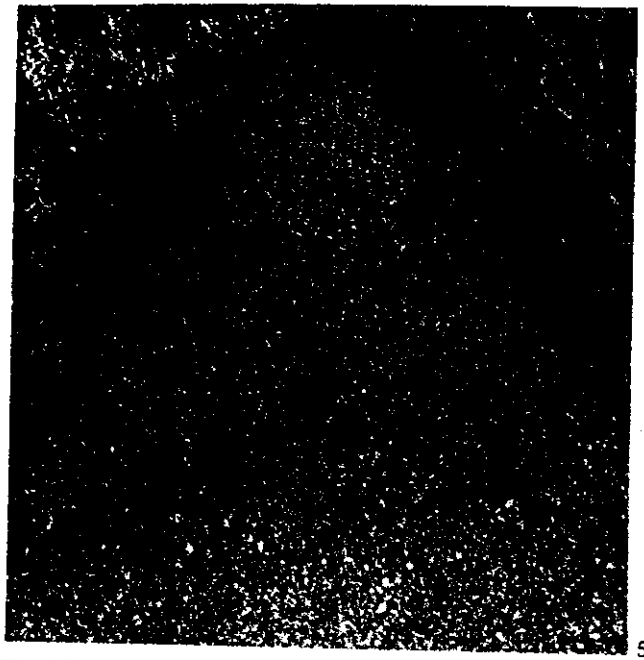
NITAL, 50X ANTES DA TÊMPERA

SUPERFÍCIE NÚCLEO



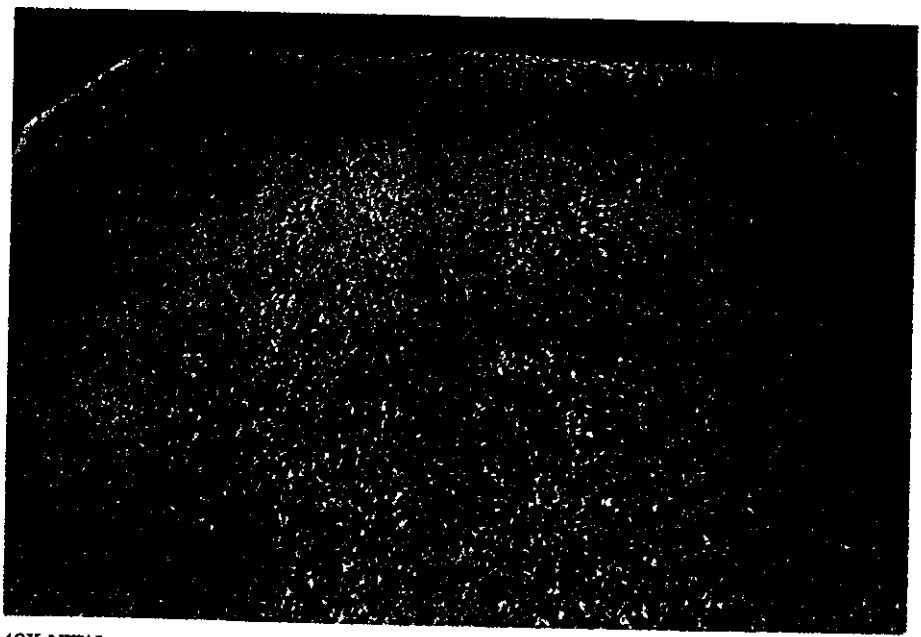
NITAL, 350X APÓS A TÊMPERA

Fig. 4.26 - Aço 8620 cementado.



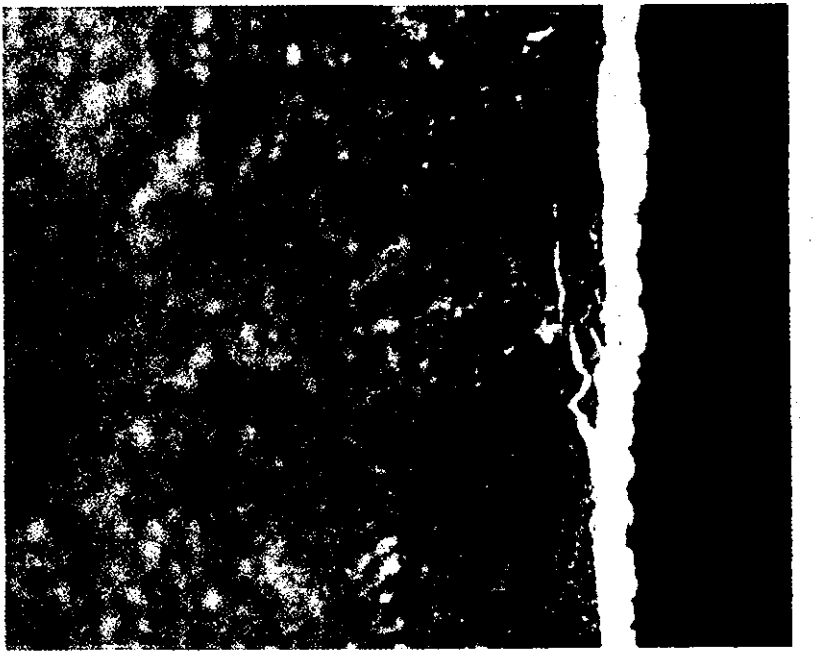
50X, NITAL

Fig. 4.27 - Aço 1015 cementado e temperado por indução.



40X, NITAL

Fig. 4.28 - Dente de engrenagrem de aço 5125H carbonitretado e temperado.



NITAL, 300X

Fig. 4.29 - Camada branca de nitretos no aço 8620 formada após a nitretação.

EXERCÍCIOS

1 - Calcular o tempo necessário para que a 1 mm da superfície seja alcançado 0,4%C aquecendo-se um aço 1020 a 900 e a 950°C. Supor que o potencial de carbono na superfície seja de 0,8%. Nestas condições qual seria a profundidade da camada cementada (X_p)?

2 - Na cementação a gás de um aço 1020 a 850°C, qual deveria ser a composição do gás (supondo $CO + CO_2$) para que o potencial de carbono na superfície fosse de 0,6%C?

3 - Calcular o perfil de distribuição de carbono em aço 1022, cementado a 920°C, por 8 horas, supondo um potencial de carbono na superfície de 0,75%C. Comparar os dados obtidos com os da Fig. 4.8.

4 - Calcular o perfil de distribuição do nitrogênio em um aço 1015, nitretado a 565°C, por 3 horas, supondo um potencial de nitrogênio na superfície de 0,13%. Comparar os dados obtidos com os da Fig. 4.18. Supor nula a concentração inicial de nitrogênio no aço.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

[1] SHEWMON, P. G., *Transformation in Metals*, McGraw-Hill, New York, 1969, p. 36-68.

[2] McLELLAN, R. B., *Interstitiicial solid solutions of iron*. In: *Chemical Metallurgy of Iron and Steel*. The Iron and Steel Institute, London, 1973, p. 337.

[3] HANSEN, M., *Constitution of Binary Alloys*. 2nd Ed., McGraw-Hill, New York, 1958, p. 250.

[4] AMERICAN SOCIETY FOR METALS, *Metals Handbook*, 8th Ed., Metals Park, 1973, vol. 8, p. 275, 276, 671.

[5] CAMPOS Fº, M. P. & DAVIES, G. J., *Solidificação e Fundição de Metais e suas Ligas*. LTC/EDUSP, São Paulo, 1978, p. 124.

[6] AMERICAN SOCIETY FOR METALS, *Metals Handbook*, 8th Ed., Metals Park, 1974, vol. 2, p. 93-166.

[7] CHIAVERINI, V., *Aços e Ferros Fundidos*, Ed. ABM, São Paulo, 1977, p. 113-136.

[8] FICHIL, W., *Proteção contra o desgaste, através da boretação*. Palestra proferida na 13ª Feira de Mecânica Nacional, São Paulo, 17 a 26 de março de 1980.

CAPÍTULO 5

INFLUÊNCIA DOS ELEMENTOS DE LIGA NOS AÇOS

Os efeitos dos elementos de liga nos aços e ligas especiais envolvem não apenas alterações nas fases ou constituintes presentes em equilíbrio, mas também na maneira e velocidade com que estas fases se formam. Naturalmente, a presença de elementos de liga pode, além disto, alterar as próprias características das fases presentes.

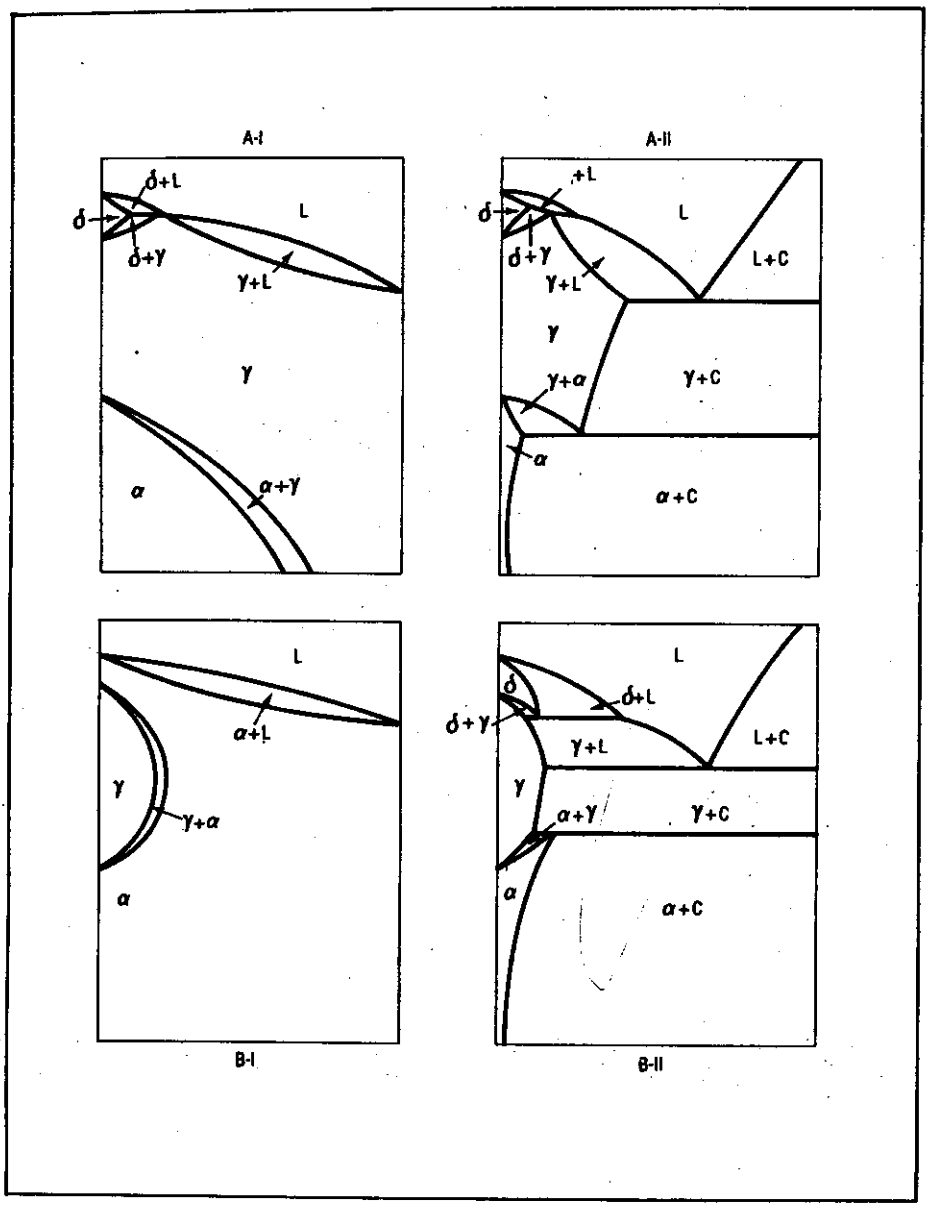
É evidente, portanto, que a análise do efeito dos elementos de liga nos aços é uma tarefa complexa. Neste capítulo são apresentados, de forma sistematizada, conhecimentos básicos sobre os principais modos de ação dos elementos de liga. Sempre que possível, exemplos baseados em experiências simples, com teores controlados de um determinado elemento de liga, são apresentados, visando favorecer a compreensão dos efeitos mais complexos.

5.1 - Elementos Estabilizadores da austenita e da ferrita [1, 2]

Os elementos de liga dos aços podem ser classificados em dois tipos, de acordo com o diagrama de equilíbrio binário com o ferro: estabilizadores da austenita (tipo A) e estabilizadores da ferrita (tipo B). Um estabilizador da austenita, por exemplo, tende a aumentar a faixa de tempertura na qual a austenita é estável. Isto pode ser melhor visualizado com a ajuda da Fig. 5.1:

Tipo A_1 (ou campo austenítico aberto)

São elementos de liga que aumentam a faixa de temperatura para a austenita estável, pela diminuição da temperatura de transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ e aumento da temperatura de transformação $\gamma \rightarrow \delta$. A este grupo pertencem importantes elementos de liga nos aços como o níquel, o manganês e o cobalto. No caso de Ni e Mn, se adicionados em alta concentração, eliminam totalmente a ferrita, formando só austenita na temperatura ambiente (Fig. 5.2).



ρFig. 5.1 - Tipos de diagramas de equilíbrio para o sistema ferro-elementos de liga [1].

Tipo A_2 (ou campo austenítico expandido)

Neste caso o campo austenítico é expandido até a formação de um composto de ferro. Carbono e nitrogênio são os dois elementos mais importantes deste grupo (ver diagrama Fe-C., cap. 1, item 1.4).

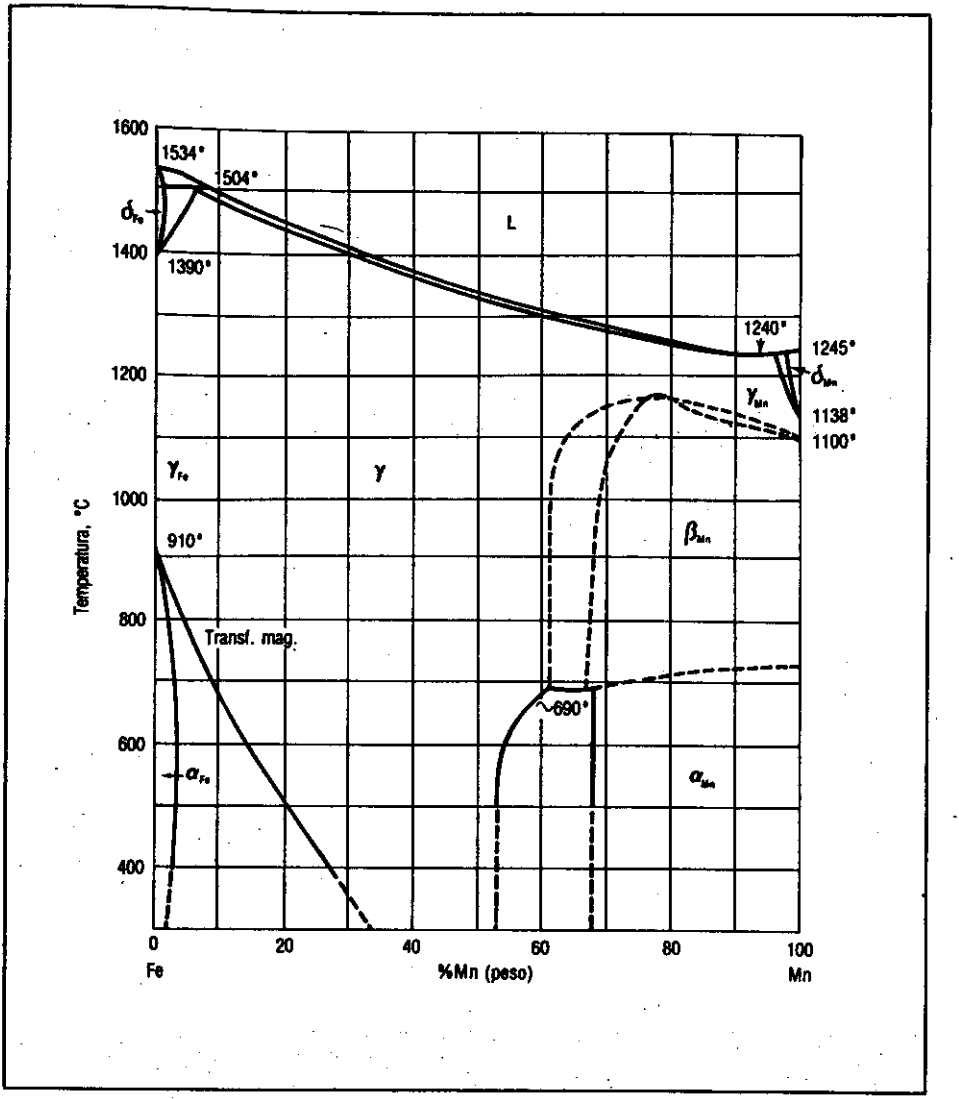


Fig. 5.2 - Diagrama de equilíbrio ferro-manganês [3].

Tipo B_1 (ou campo austenítico fechado)

Muitos elementos restringem a formação da austenita, favorecendo a expansão do campo ferrítico. Neste caso o campo austenítico apresenta-se totalmente circundado pela região ferrítica. Silício, alumínio, berílio e fósforo fazem parte deste grupo, junto com os elementos fortemente formadores de carbonetos, como: titânio, vanádio, molibdênio e cromo (Fig. 5.3).

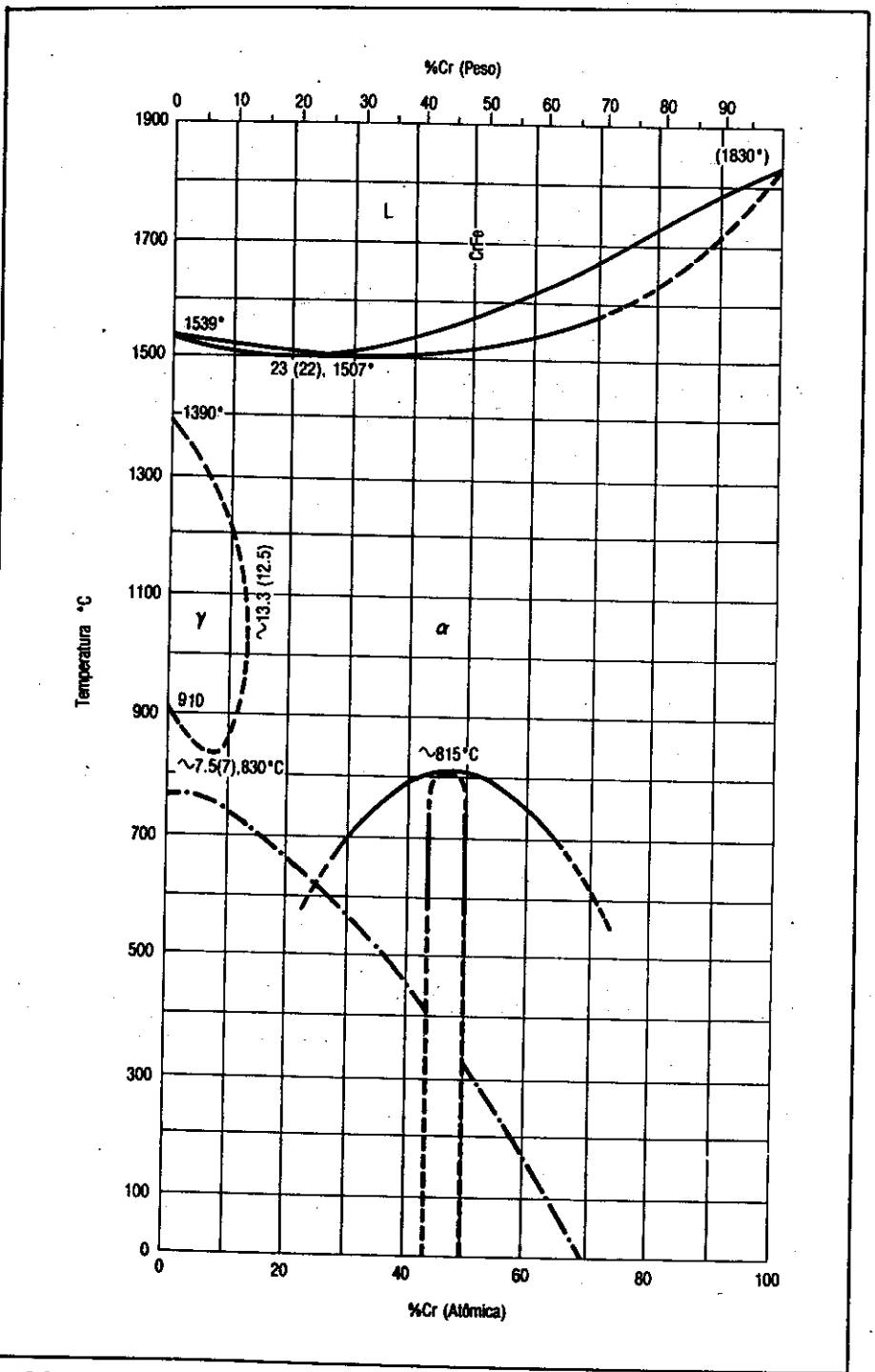


Fig. 5.3 - Diagrama de equilíbrio ferro-cromo [3]

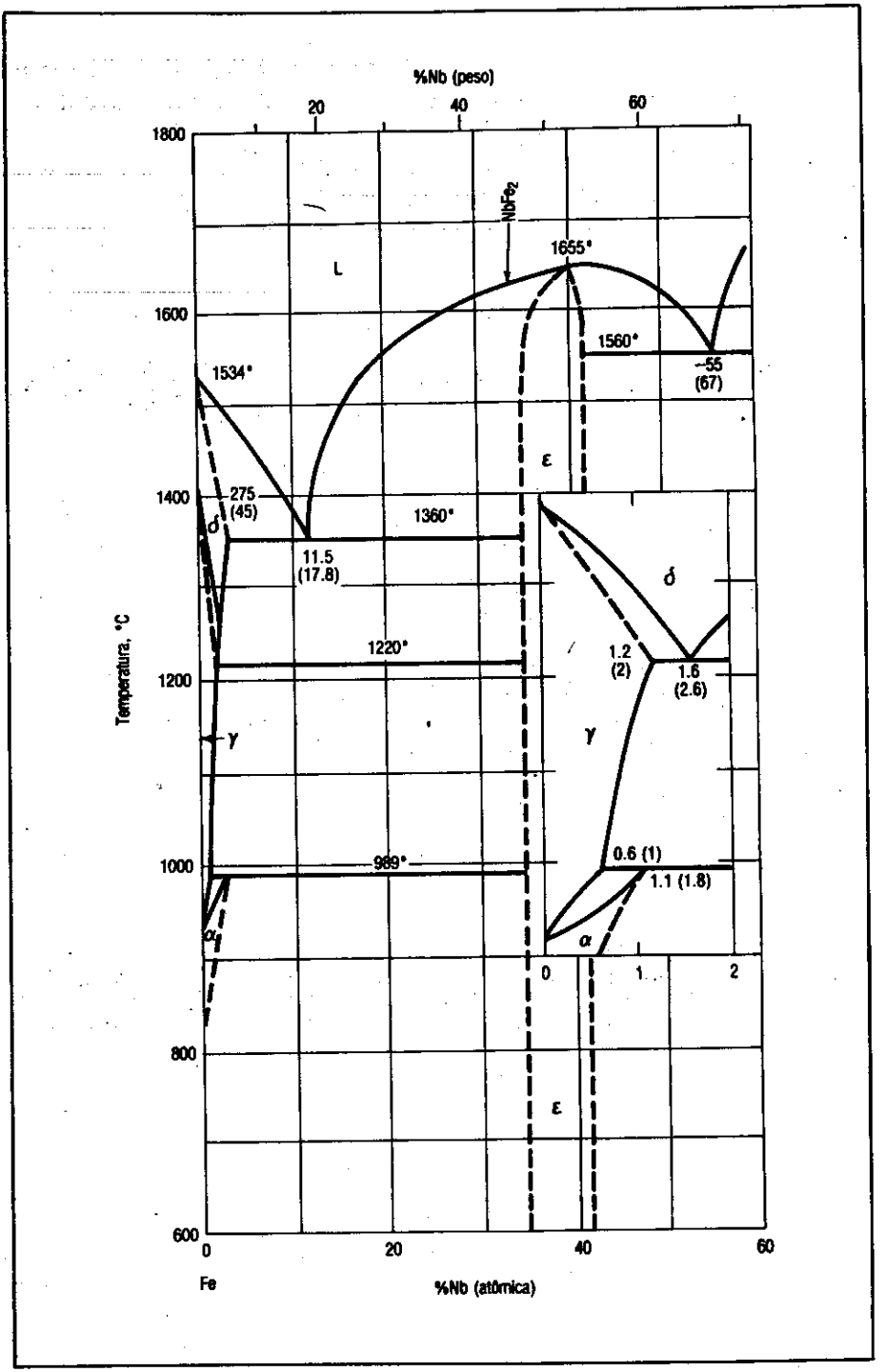


Fig. 5.4 - Diagrama de equilíbrio ferro-nióbio [3].

Tipo B_2 (ou campo austenítico contraído)

O campo austenítico é interrompido pela formação de compostos de ferro. Boro, enxofre, tântalo, zircônio e nióbio fazem parte deste grupo (Fig. 5.4).

A Figura 5.5 apresenta as tendências relativas dos elementos de liga para a formação da austenita e da ferrita.

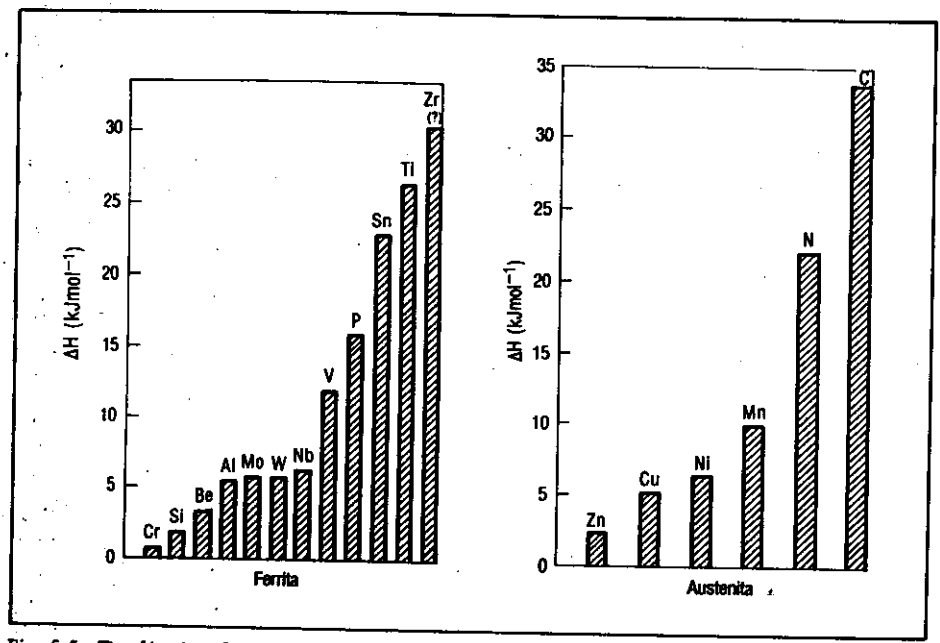


Fig. 5.5 - Tendência relativa dos elementos de liga, em termos de entalpia, para formação da ferrita e da austenita [2].

5.2 - INFLUÊNCIA DOS ELEMENTOS DE LIGA NOS AÇOS NÃO ENDURECIDOS

Os elementos de liga, nos aços resfriados lentamente, podem apresentar-se nas seguintes formas:

— Dissolvidos na ferrita
— Formando carbonetos
— Em inclusões não metálicas (óxidos, sulfetos, etc.)
— Em compostos intermetálicos
— No estado elementar.

A Tabela 5.1 apresenta a tendência dos elementos de liga nos aços, de se apresentarem numa das formas acima discutidas.

Deve-se ainda observar que um mesmo elemento de liga pode se apresentar sob diversas formas no aço. O nióbio, por exemplo, poderá

estar, parcialmente: dissolvido na ferrita, na forma de carbonetos ou carbonitretos, e formando óxidos, tudo isto, em uma mesma amostra de aço.

Dissolvido na ferrita	Combinado na forma de carbonetos	Na forma de inclusões não-metálicas	Na forma de compostos intermetálicos	No estado elementar
Ni (†††)	—	—	Ni_3Al	—
Si (†††)	—	SiO_2	—	—
Al (†††)	—	Al_2O_3, Al_xN_y	—	—
Zr (†††)	—	ZrO_2, Zr_xN_y	—	—
Cu (†††)	—	—	—	p/Cu > 0,8%
P (†††)	—	—	—	—
Mn (†††)	Mn (†)	MnS, MnO	—	—
Cr (††)	Cr (†)	Cr_xO_y	—	—
W (††)	W (††)	—	—	—
Mo (††)	Mo (††)	—	—	—
V (†)	V (††)	V_xO_y, V_xN_y	—	—
Ti (†)	Ti (††)	Ti_xO_y, Ti_xN_y	—	—
Nb (†)	Nb (†††)	Nb_xO_y, Nb_xN_y	—	—

Tabela 5.1 - Tendência geral de distribuição dos elementos de liga nos aços recozidos.
††† — Forte †† — Média † — Fraca

5.3 - EFEITO DOS ELEMENTOS DE LIGA NA FORMAÇÃO DA FERRITA

Os elementos de liga dissolvidos na austenita podem atrasar tanto a nucleação como o crescimento da ferrita.

5.3.1 - Nucleação

Os elementos de liga poderiam atrasar a nucleação da ferrita por [5]:

a) Formação de um filme fino de precipitados de $M_XC_YN_Z$ (família dos nitretos, carbonetos e carbonitretos de um metal M), os quais recobririam o grão austenítico [6]. Esses precipitados seriam, no início, coerentes com a austenita, dificultando a nucleação da ferrita. Com o passar do tempo esses precipitados cresceriam ou coalesceriam, permitindo a nucleação da ferrita. Obviamente esta hipótese só se aplica a elementos com forte tendência à formação de carbonetos, tipo Nb, V, Ti,etc.

b) Segregação do elemento de liga ou cossegregação carbono + elemento de liga no contorno do grão austenítico [7]. Isto poderia diminuir a atividade [8, 9] e a difusividade [10] do carbono nesta região, dificultando a formação de núcleos de ferrita. O elemento de liga poderia também estabilizar o embrião de ferrita, ou modificá-lo estruturalmente, reduzindo sua efetividade em nuclear grãos de ferrita [11].

Na Fig. 5.6 observa-se o atraso na nucleação da ferrita provocado pela adição de nióbio em um aço 1020.

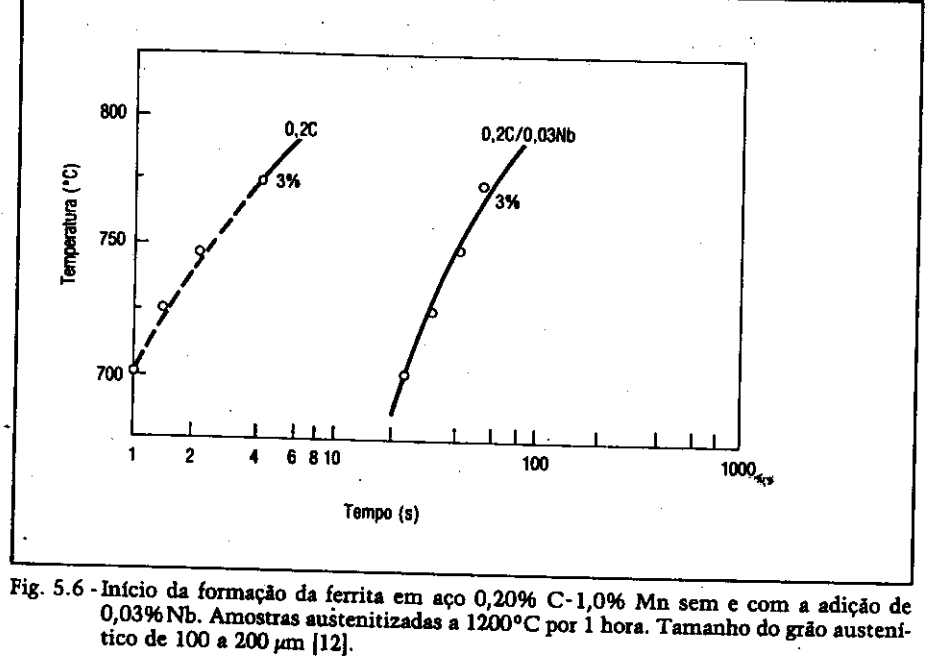


Fig. 5.6 - Início da formação da ferrita em aço 0,20% C-1,0% Mn sem e com a adição de 0,03% Nb. Amostras austenitizadas a 1200°C por 1 hora. Tamanho do grão austenítico de 100 a 200 μm [12].

5.3.2 - Crescimento

As hipóteses existentes para explicar o atraso no crescimento da ferrita pela adição dos elementos de liga são [13]:

Partição

Aaronson [14, 15] observou que elementos estabilizadores da ferrita (Si, Cr e Mo) não sofriam partição entre a austenita e a ferrita durante a formação da ferrita. Já os elementos estabilizadores da austenita (Mn, Ni, Pt) apresentavam partição na reação austenita → ferrita.

Quando não houvesse partição do elemento de liga o crescimento da ferrita seria controlado pela difusão do carbono. Com a partição, o

crescimento da ferrita seria controlado pela difusão do elemento de liga, a qual seria mais lenta que a do carbono, e com isso haveria um crescimento mais lento da ferrita.

A diferença entre a velocidade de partição de um soluto intersticial (como o carbono) e outro substitucional (como o nióbio) pode ser estimada pela comparação de seus coeficientes de difusão, no ferro, por exemplo, a 1000°C [16, 17]:

$$D_C = 3{,}1 \times 10^{-7}\ cm^2/s$$

$$D_{Nb} = 3{,}7 \times 10^{-11}\ cm^2/s$$

ou seja, nesta temperatura a difusão do carbono na austenita é 10.000 vezes maior que a do nióbio.

A previsão da partição de um elemento de liga entre ferrita e austenita pode ser feita a partir do diagrama de equilíbrio deste elemento com o ferro.

Recentemente se observou [13], por exemplo, que o nióbio tende a se concentrar na ferrita (Fig. 5.7), quando esta partição ocorre. A análise do diagrama Fe-Nb (Fig. 5.4) indica que o nióbio tem coeficiente de partição maior que 1 ($K > 1$, Fig. 5.8), o que explica esta distribuição.

Para que ocorra a partição de um elemento, o coeficiente de partição não pode ser próximo de 1 ($K \cong 1$, Fig. 5.8), evidentemente.

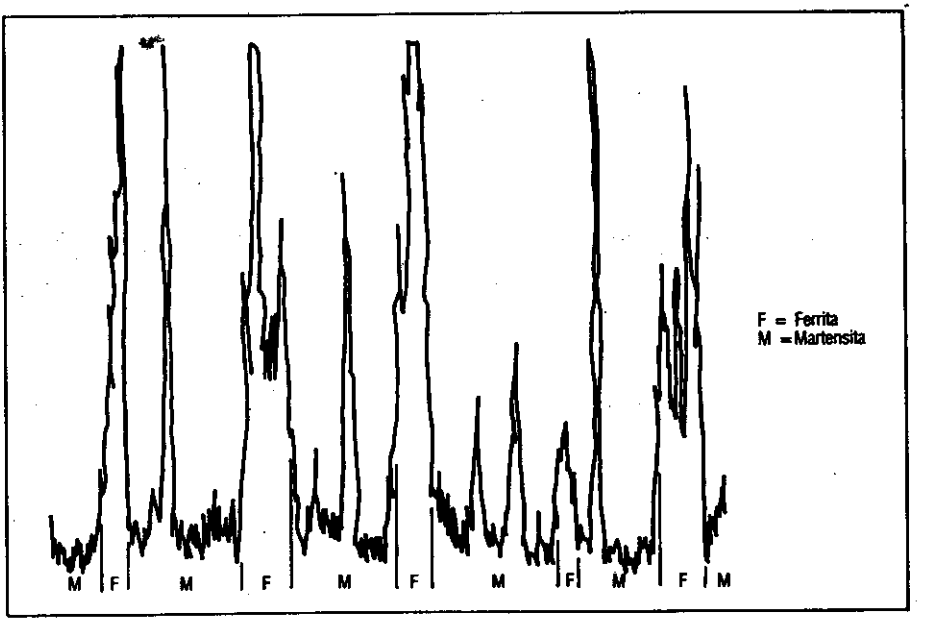


Fig. 5.7 - Varredura de Nb em amostra parcialmente transformada (ferrita + martensita) da liga Fe - 0,20C-0,03 Nb. Análise realizada por microssonda iônica. [13]

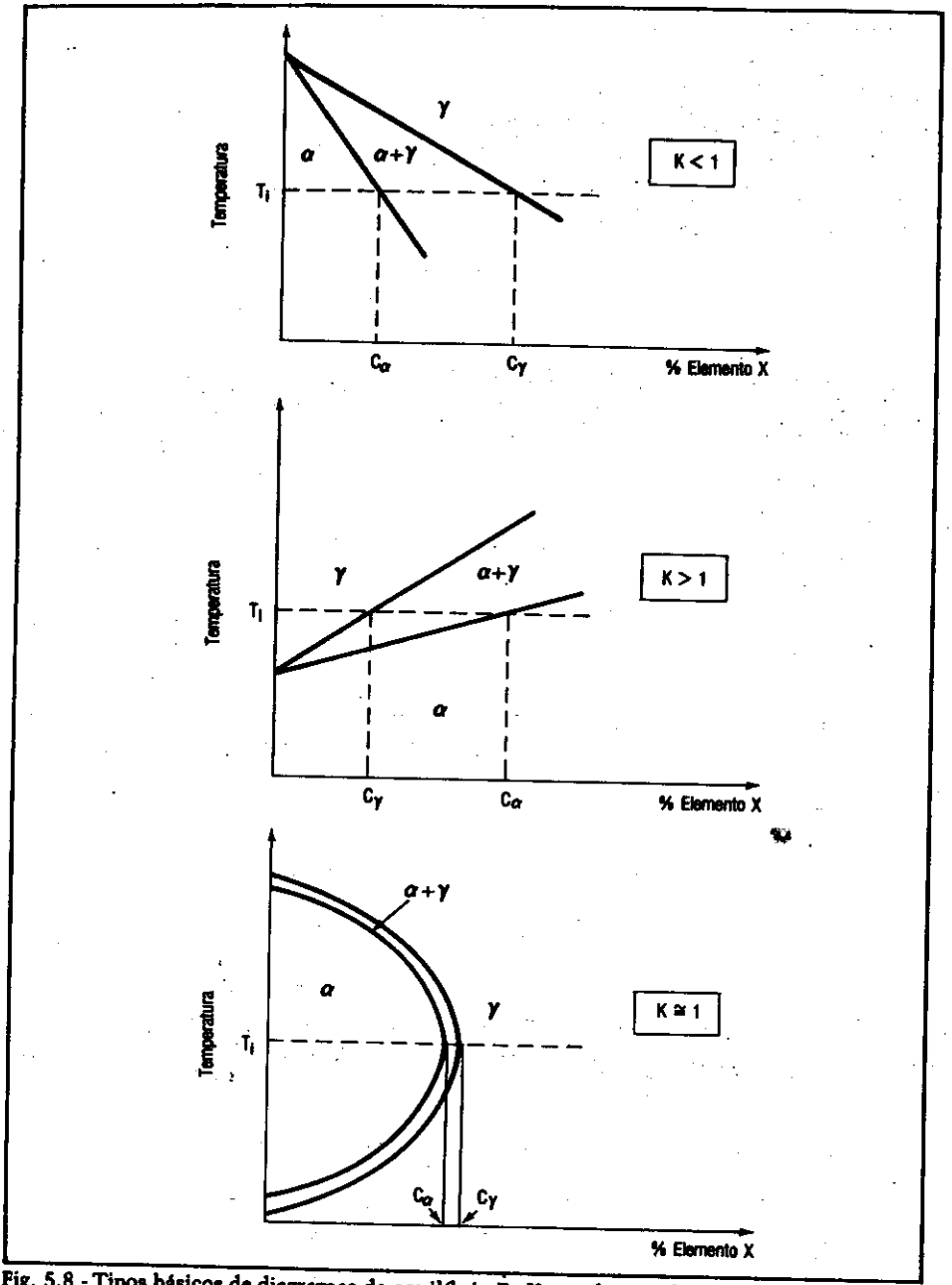


Fig. 5.8 - Tipos básicos de diagramas de equilíbrio Fe-X, em função do coeficiente de partição [13].

C_α = Concentração do elemento X na ferrita, na temperatura T_i.
C_γ = Concentração do elemento X na austenita, na temperatura T_i.
$K(T_i)$ = Coeficiente de partição, na temperatura T_i.

$$K(T_i) = \frac{C_\alpha}{C_\gamma}$$

Segregação

Aaronson [18, 19] e Hillert [20] sugeriram que a segregação de um elemento de liga X da liga ternária Fe-C-X (onde X seria um elemento substitucional do ferro) na interface austenita/ferrita poderia diminuir a atividade do carbono, e conseqüentemente reduzir a cinética da reação austenita → ferrita.

Efeito de Arraste de Soluto (Solute Drag Effect)

Honeycombe [21], baseado nas teorias de Lucke e Detert [22] sugeriu que a interface γ/α ao se mover, coletaria átomos dos elementos de liga, e teria que arrastá-los para se movimentar, caminhando mais lentamente.

Precipitação de carbonetos

Segundo Purdy [23] o atraso no crescimento da ferrita na liga Fe-C-Mo seria devido à precipitação de carbonetos de molibdênio na interface austenita/ferrita (interphase precipitation).

Entretanto Shiflet [24], observou que em ligas Fe-C-X (X = Cr, Ni, Mn) ou não ocorria a precipitação de carbonetos de X, ou a precipitação ocorria nas discordâncias da ferrita alotriomorfa, não exercendo efeito sobre a cinética de crescimento da mesma. Logo, nem sempre o mecanismo de precipitação na interface γ/α seria o responsável pelo atraso no crescimento da ferrita nas ligas estudadas.

Combinação de mecanismos

Em trabalhos recentes, Bradley e Aaronson [25] sugeriram a ocorrência de uma combinação dos mecanismos de precipitação na interface γ/α com o de arraste de soluto, para explicar a formação da ferrita em sistemas Fe-C-Ni e Fe-C-Si.

Na Fig. 5.9 observa-se o atraso no crescimento da ferrita em ligas Fe-C-Mn com adição de boro e/ou nióbio.

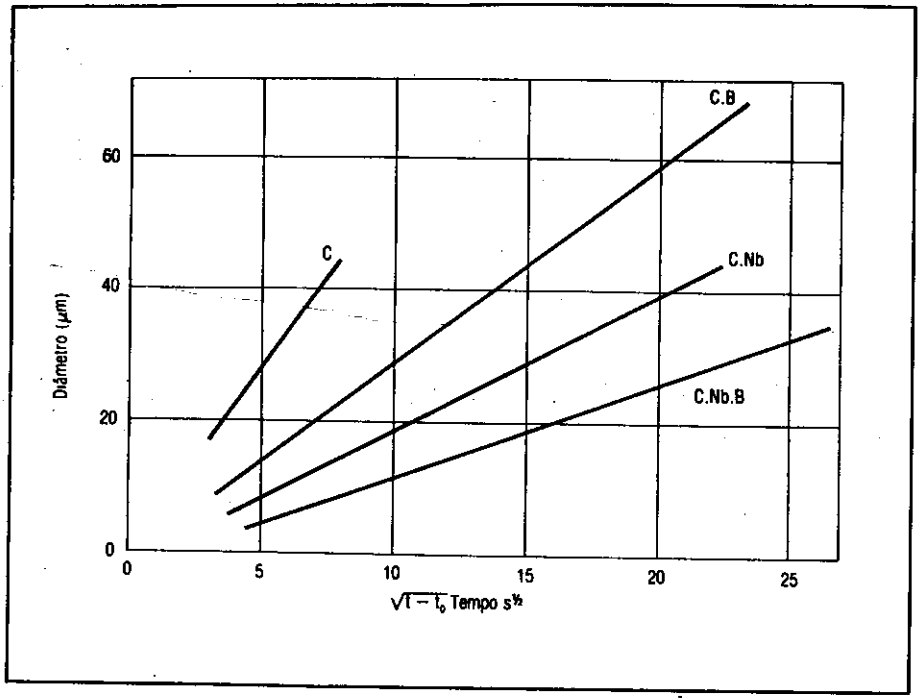


Fig. 5.9 - Crescimento de partículas de ferrita em função do tempo, para tratamento isotérmico a 750°C (t_0 = tempo de incubação). [26]

5.3.3 - Propriedades da ferrita

Os elementos de liga adicionados ao aço podem aumentar a dureza da ferrita por solução sólida ou pela precipitação de carbonetos, nitretos, carbonitretos etc.

Na Fig. 5.10 observa-se que o fósforo, o silício e o manganês provocam acentuado aumento de dureza na ferrita, enquanto que o cromo não é um elemento endurecedor eficiente. O aumento na dureza da ferrita indica aumento da resistência mecânica do aço.

Também a dureza da ferrita pode ser aumentada pela precipitação de partículas finas. Na Fig. 5.11 observa-se o endurecimento da ferrita pela precipitação de carboneto de nióbio durante o resfriamento contínuo. Observa-se que a elevação das taxas de resfriamento leva a uma maior dureza da ferrita, pois o crescimento e coalescimento das partículas de NbC é menor. Com o aumento da temperatura de austenitização, aumenta-se a fração de nióbio solubilizado na austenita, o que propicia, durante o resfriamento, o aumento da fração de NbC precipitado como partículas finas. Isto porque só precipitados finos (diâmetros menores de 100Å) seriam eficientes para aumentar de maneira substancial a dureza da ferrita. Na Fig. 5.12 observa-se a fração

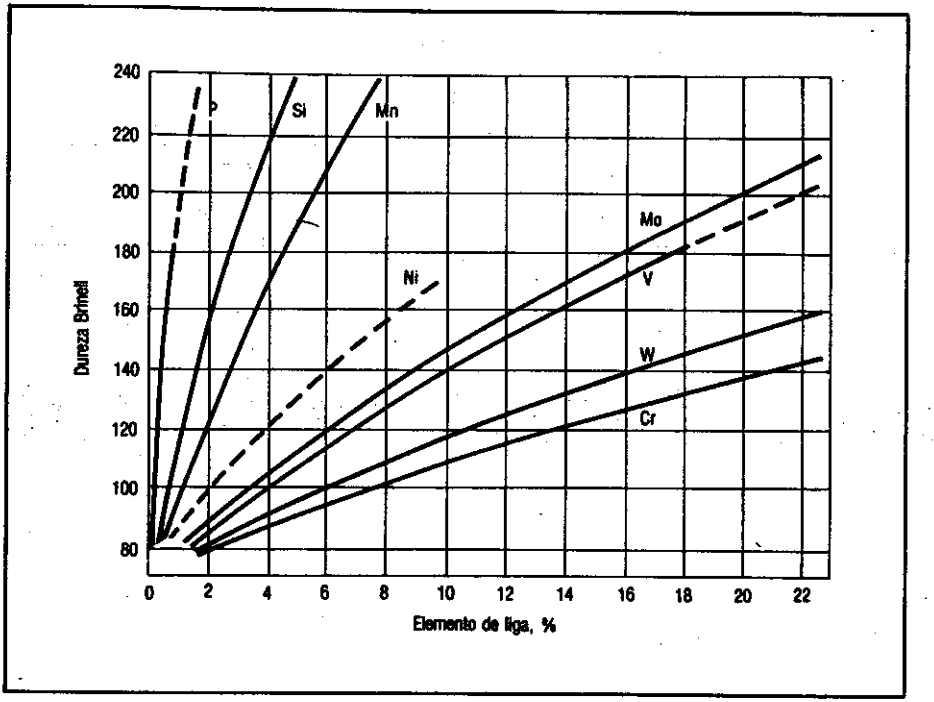


Fig. 5.10 - Efeito do endurecimento por solução sólida, causado pela adição de elementos de liga no ferro puro [27].

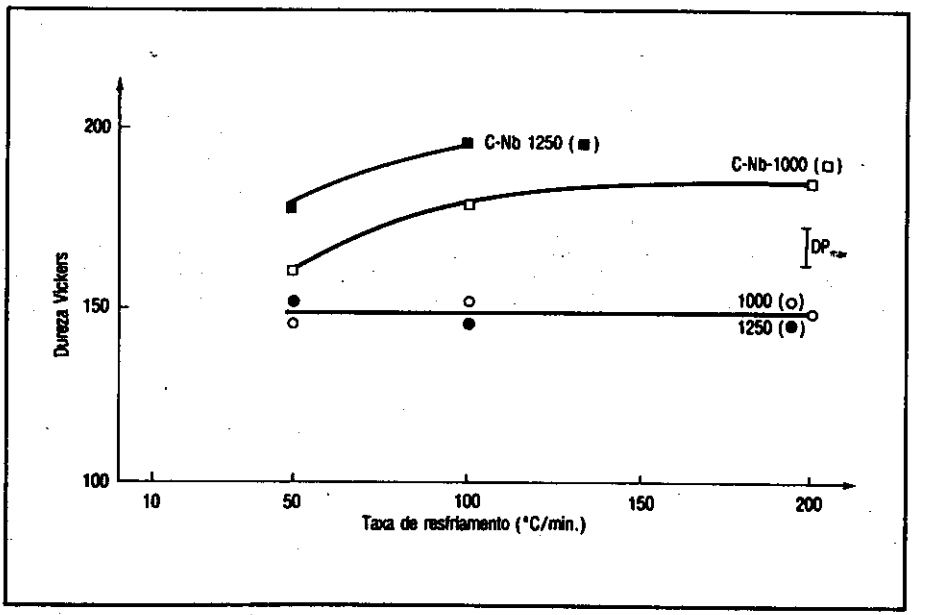


Fig. 5.11 - Dureza da ferrita obtida por resfriamento contínuo dos aços 0,4%C e 0,4%C/0,03%Nb, austenitizados a 1000 e a 1250°C. [28]
$D.P._{máx.}$ = maior desvio padrão observado.

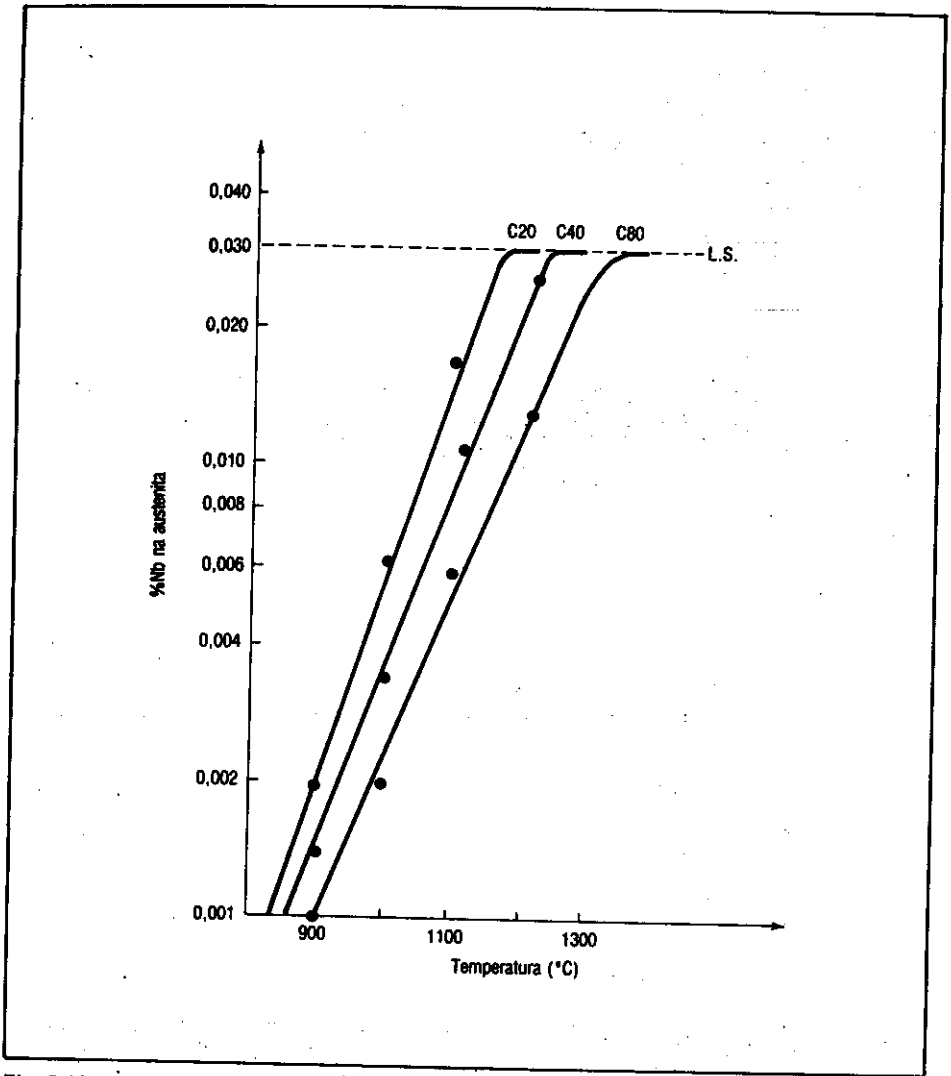
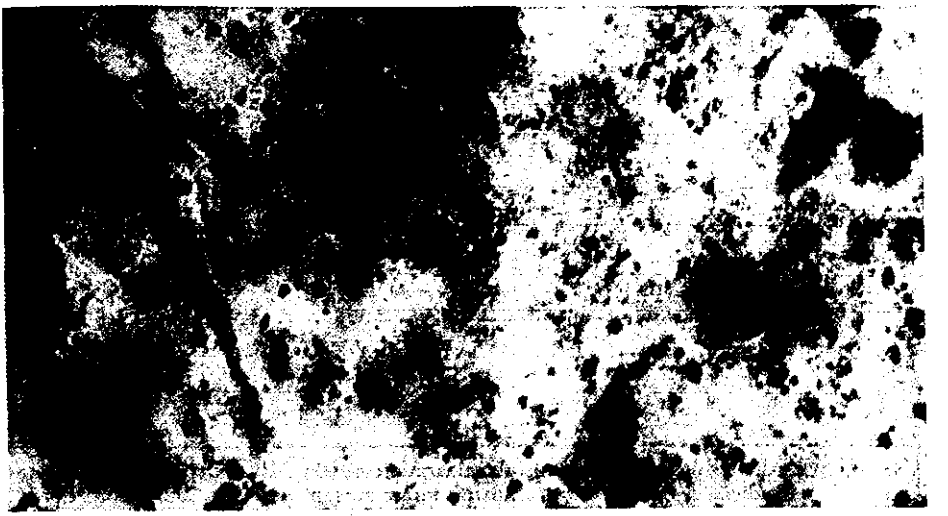


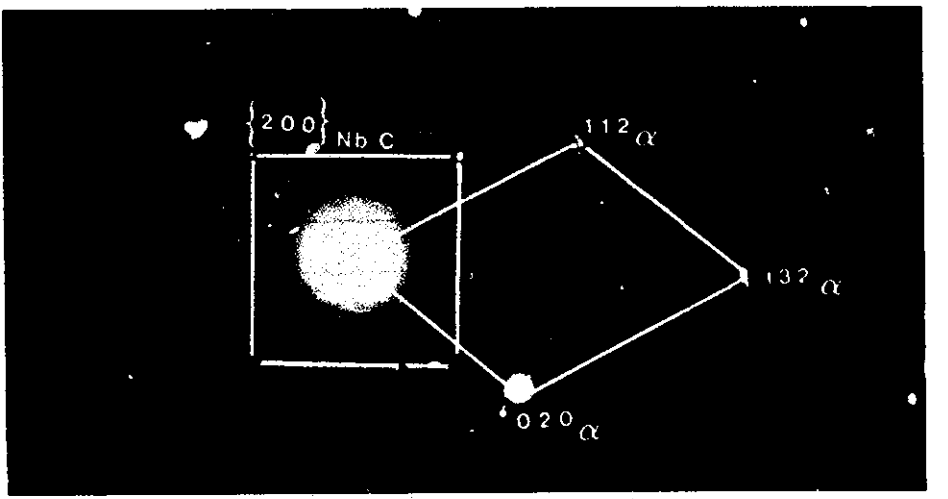
Fig. 5.12 - Solubilidade do nióbio na austenita em função da temperatura para aços com 0,2/0,4/0,8%C. Teor total de nióbio nos aços de 0,03%. [29]
L.S. = limite de solubilidade.

de nióbio dissolvido na austenita para aços com 0,2/0,4/0,8%C, e 0,03% de nióbio total, em diferentes temperaturas. Para o aço 0,4%C, a fração de nióbio dissolvido na austenita a 1000°C seria de 10% do total, e a 1250°C seria 100%, ou seja,todo o nióbio estaria em solução sólida na austenita deste aço a 1250°C.

Na Fig. 5.13 observa-se a precipitação de NbC na ferrita do aço 0,4%C, austenitizado a 1250°C e resfriado continuamente a 10°C/min.



(a) Campo claro (20.000x). Microscopia eletrônica de transmissão.



(b) Figura de difração.

Fig. 5.13 - Precipitação do NbC na ferrita [28].

Durante a transformação isotérmica a ferrita também pode ser endurecida pela precipitação de carbonetos. Na figura 5.14 observa-se o aumento da dureza provocada pela precipitação do NbC na ferrita obtida isotermicamente a 600 e 700°C. Aumentando-se temperatura do tratamento, o coalescimento do NbC é acelerado e a dureza cai. Também quanto maior o tempo numa determinada temperatura maior é o crescimento e o coalescimento das partículas de NbC e a dureza diminui.

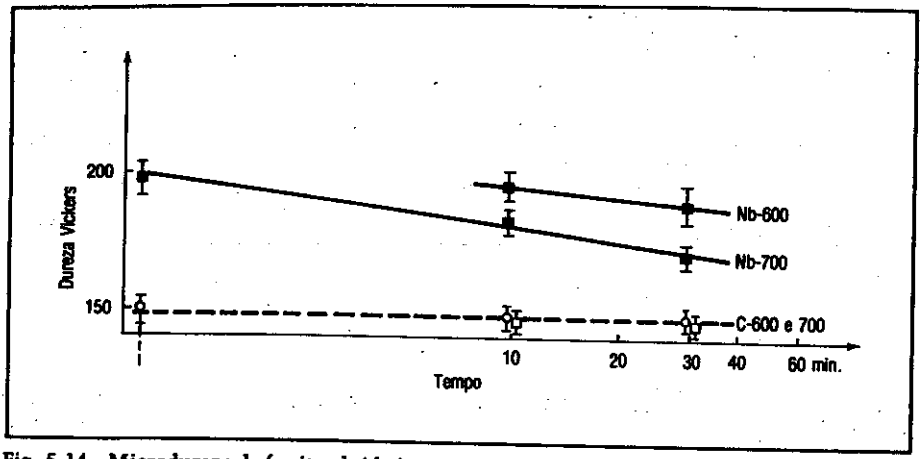


Fig. 5.14 - Microdureza da ferrita obtida isotermicamente a 600 e 700°C em aço 0,20%C com e sem adição de 0,03% Nb. As amostras foram austenitizadas a 1200°C por 2 horas. [30]

5.4 - EFEITO DOS ELEMENTOS DE LIGA NA FORMAÇÃO DA PERLITA

Os elementos de liga dissolvidos na austenita podem atrasar tanto a nucleação como o crescimento da perlita pelos mesmos motivos já discutidos para a ferrita.

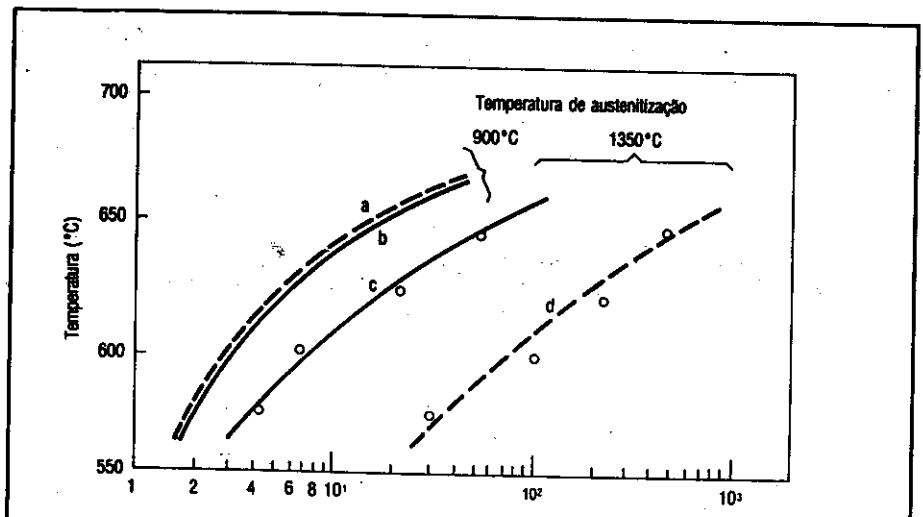


Fig. 5.15 - Início da formação da perlita em aço com nióbio (- - -) e sem nióbio (—). Tamanho de grão = 1 mm. Curvas a e b: 1% de transformação para aços 0,8%C com e sem adição de 0,03% Nb, austenitizados a 900°C. Curvas c e d: 2% de transformação para os mesmos aços austenitizados a 1350°C. [31]

Na Fig. 5.15 observa-se que no aço 0,8%C, austenitizado a 900°C, praticamente não houve atraso na formação da perlita provocado pelo nióbio. Isto porque a 900°C apenas 3% do nióbio é solubilizado e 97% do nióbio continua na forma de NbC (vide figura 5.12). Porém aumentando-se a temperatura para 1350°C consegue-se solubilizar todo o nióbio neste aço, e o tempo para iniciar a transformação perlítica é aumentado em 10 vezes. O atraso na formação da perlita e ferrita, aumenta a temperabilidade dos aços, o que é evidenciado na Fig. 5.16. Na Fig. 5.17 observa-se o efeito relativo dos elementos de liga sobre a temperabilidade dos aços.

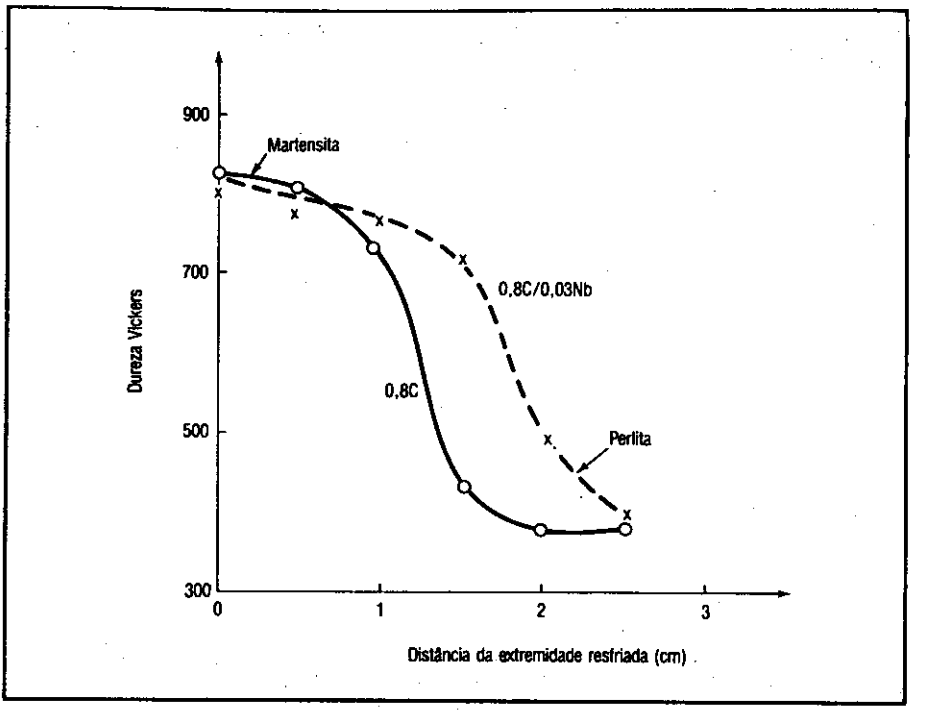


Fig. 5.16 - Curva de temperabilidade (não padronizada) do aços 0,8% C com e sem adição de 0,03% Nb, austenitizados a 1350°C [31].

A adição de elementos de liga estabilizadores da ferrita tende a restringir o campo austenítico e elevar a temperatura eutetóide. O inverso acontece com os estabilizadores da austenita (Fig. 5.18).

Quanto à composição eutetóide, esta é sempre reduzida ao se adicionar elementos de liga (Fig. 5.19).

A adição de elementos de liga nos aços pode aumentar ou diminuir o espaçamento interlamelar (S_o) da perlita (Tabela 5.2). A princípio, tentou-se estabelecer uma relação entre esse comportamento e a característica de estabilizador da ferrita ou da austenita que o elemen-

to de liga teria. Verificou-se entretanto que esta correlação não é direta e que outros fatores como a energia interfacial entre a perlita e a austenita deveriam ser levados em conta.

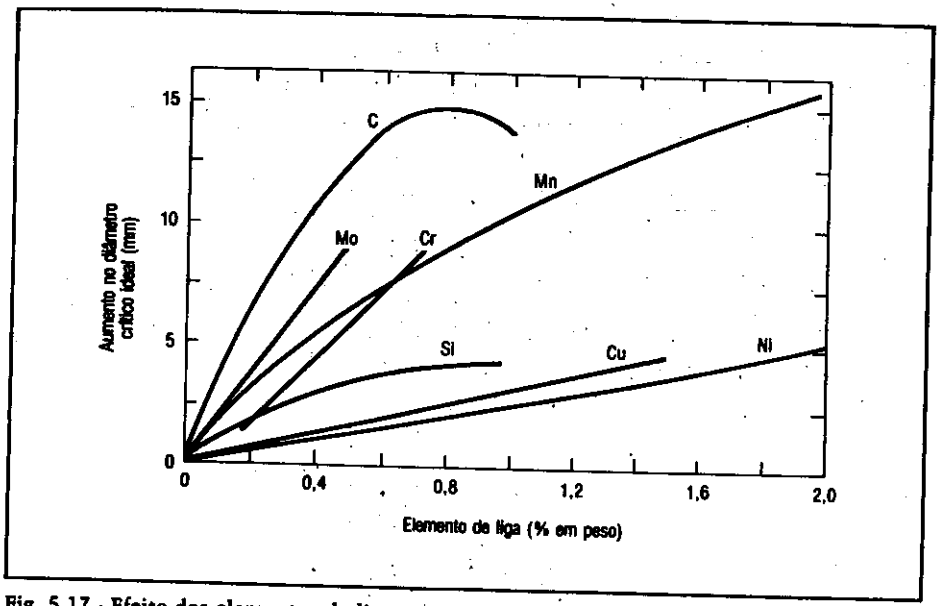


Fig. 5.17 - Efeito dos elementos de liga no aumento da temperabilidade dos aços [11].

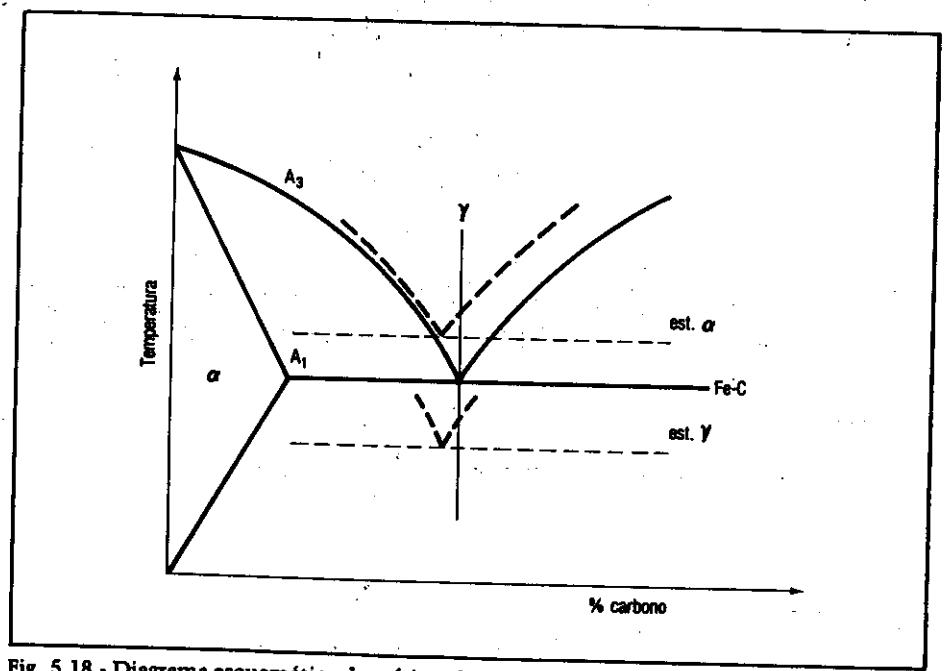


Fig. 5.18 - Diagrama esquemático dos efeitos dos estabilizadores de ferrita (α) e da austenita (γ) no diagrama de equilíbrio Fe-C-X.

Elemento	Estabilizador	Efeito no S_o	Referência
Co	Austenita	↓	Pellissier [33]
Mn	Austenita	↑	Pellissier [33]-Ridley [34]
Ni	Austenita	↑	Pellissier [33]-Ridley [34]-Brown [35]
Si	Ferrita	⌒ ↓	Al-Salman [36]
Cr	Ferrita	nenhum	Ridley [34]
Nb	Ferrita	↑	Mei [30]

Tabela 5.2 - Efeito dos elementos de liga no espaçamento interlamelar da perlita.

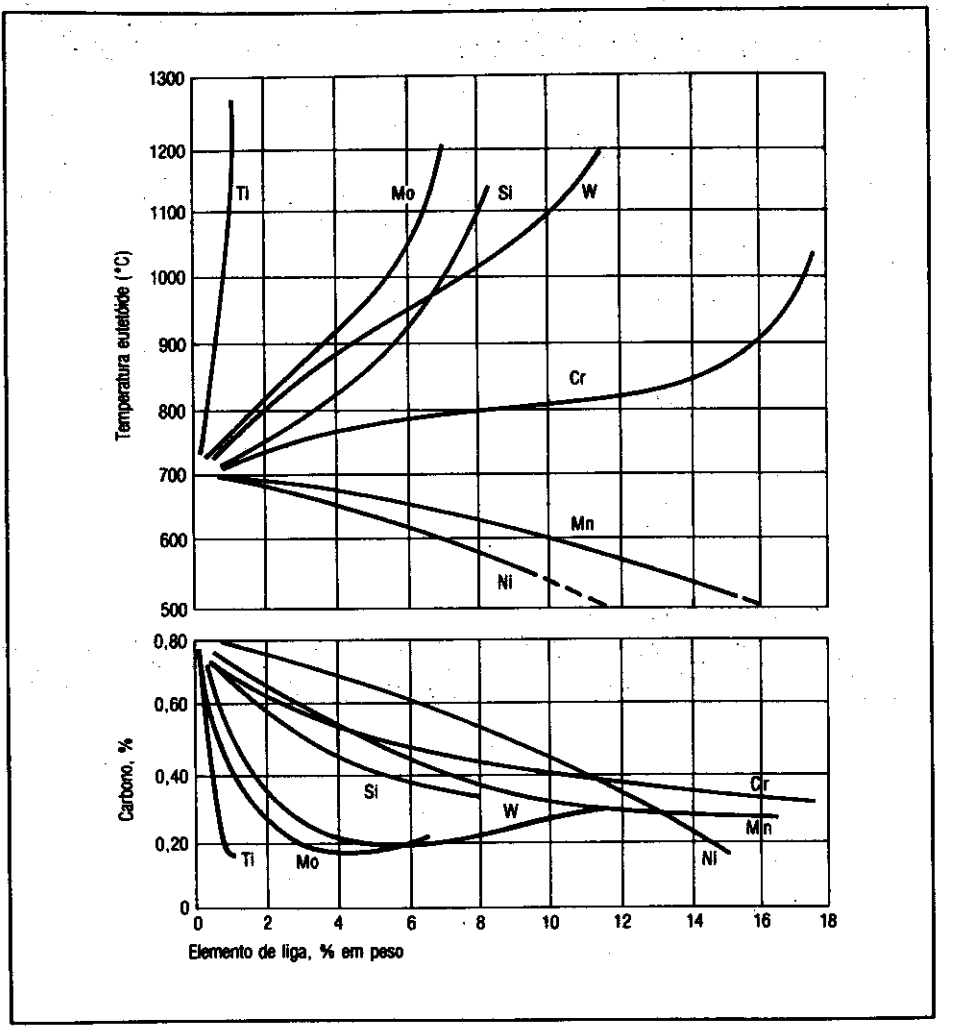


Fig. 5.19 - Influência dos elementos de liga na temperatura e composição eutectóide do diagrama Fe-C. [32]

O ligeiro aumento da dureza perlítica observada em aços microligados com nióbio (Fig. 5.20) deve-se certamente à precipitação de NbC na ferrita da perlita, como observado recentemente [31]. Também à medida que se diminui a temperatura de formação da perlita, reduz-se seu espaçamento interlamelar e conseqüentemente aumenta-se sua dureza (Fig. 5.21).

Nos aços resfriados continuamente, o aumento da taxa de resfriamento faz com que a perlita seja formada em temperaturas cada vez menores, provocando uma redução no espaçamento interlamelar, com conseqüente aumento de dureza (Fig. 5.22). Elementos de liga em solução sólida na austenita podem deprimir ainda mais as temperaturas de formação da perlita, provocando aumentos maiores de dureza (aços 0,4C e 0,4C/0,03Nb da Fig. 5.22). Também elevando-se as taxas de resfriamento aumenta-se a fração volumétrica da perlita formada. Em aços 0,4%C a fração volumétrica de perlita calculada para o equilíbrio termodinâmico seria de ≅ 50%, porém no resfriamento contínuo essa fração pode chegar quase a 100% (Fig. 5.23), formando as "perlitas diluídas" que apresentam uma menor dureza que a dos aços eutetóides (0,8%C).

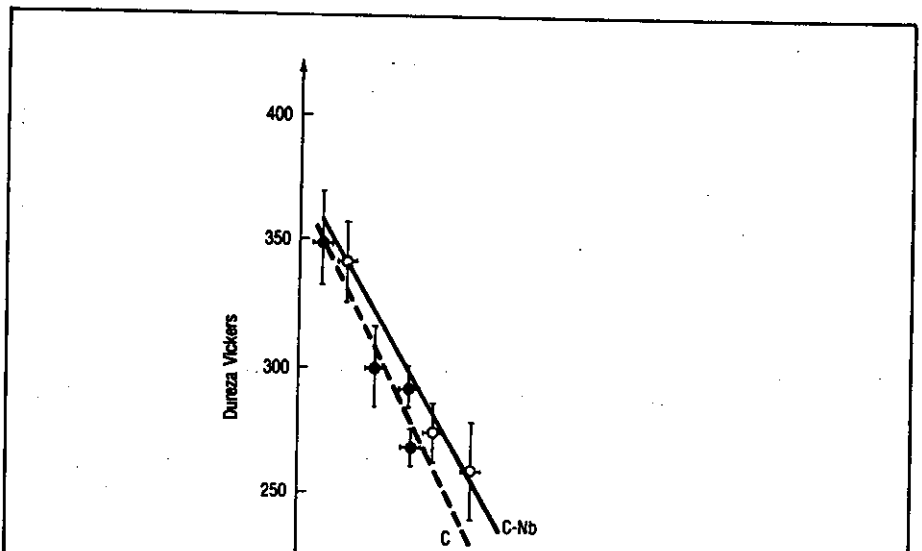


Fig. 5.20 - Variação da dureza da perlita com o espaçamento interlamelar para aços 0,8%C com e sem adição de 0,03% Nb. [30]

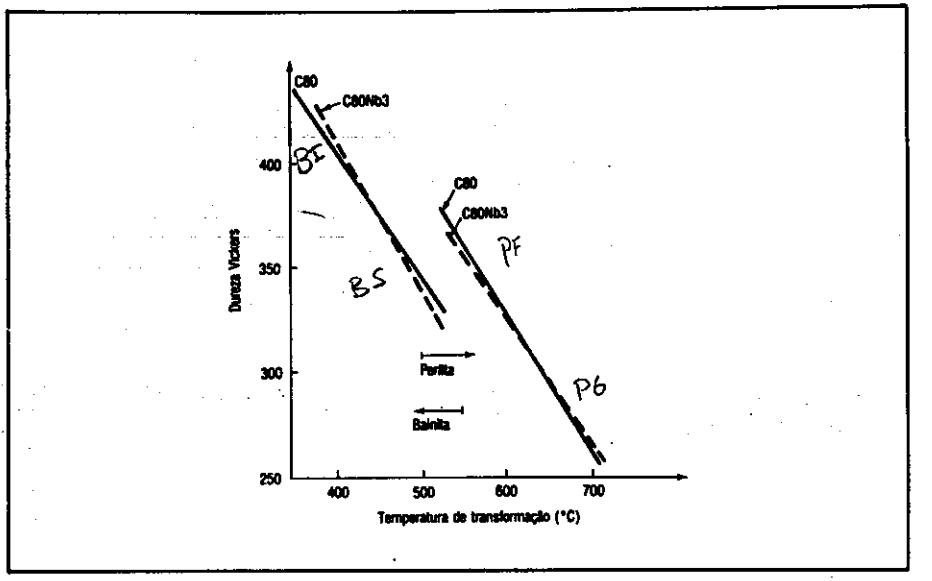


Fig. 5.21 - Microdureza da perlita e da bainita para aços 0,8%C com e sem adição de 0,03% Nb transformados isotermicamente. Austenitizados a 1350°C. [30]

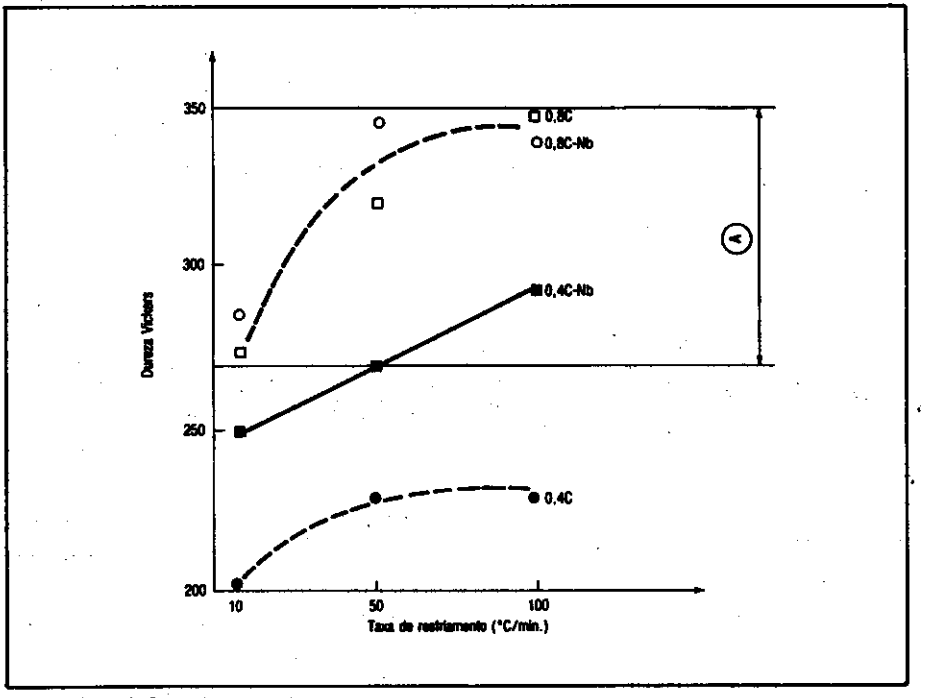


Fig. 5.22 - Microdureza da perlita em função da taxa de resfriamento para amostras austenitizadas a 1250°C de aços com 0,4 e 0,8%C com e sem adição de 0,03% Nb [31].

A — faixa de dureza observada nos aços 0,8%C com e sem adição de Nb obtidos por tratamentos isotérmicos.

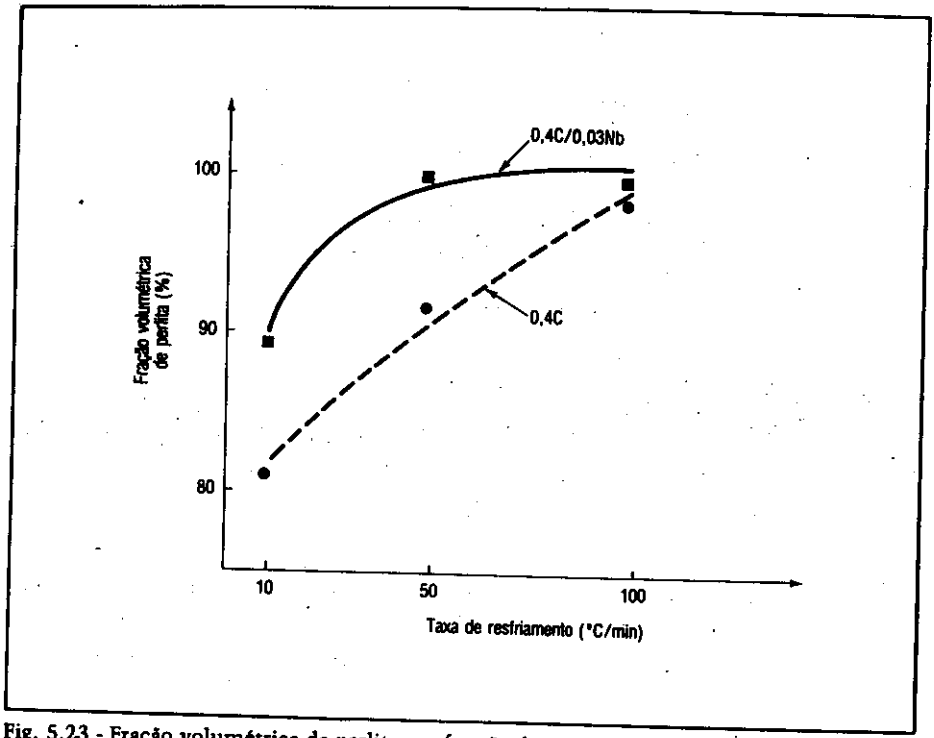


Fig. 5.23 - Fração volumétrica da perlita em função da taxa de resfriamento. Temperatura de austenitização: 1250°C. [31]

5.5 - EFEITO DOS ELEMENTOS DE LIGA NOS CARBONETOS

5.5.1 - Distribuição

Em aços resfriados lentamente, que dão origem à ferrita e carbonetos, os elementos de liga podem ser classificados em duas categorias:

a) Elementos que se dissolvem apenas na fase ferrítica.
b) Elementos que foram carbonetos estáveis e se dissolvem na fase ferrítica.

Na primeira categoria estão elementos como o níquel, cobre, fósforo e silício, os quais apresentam uma solubilidade praticamente nula na cementita ou em outro carboneto de elemento de liga.

A maioria dos elementos de liga pertence à segunda categoria, como: manganês, cromo, molibdênio, vanádio, titânio, tungstênio e nióbio. A estabilidade dos carbonetos, nitretos e boretos de elementos de liga, comparativamente à da cementita (Fe_3C), é ilustrada na Fig. 5.24. O carboneto de manganês não é encontrado nos aços, porém o manganês entra em solução sólida na cementita.

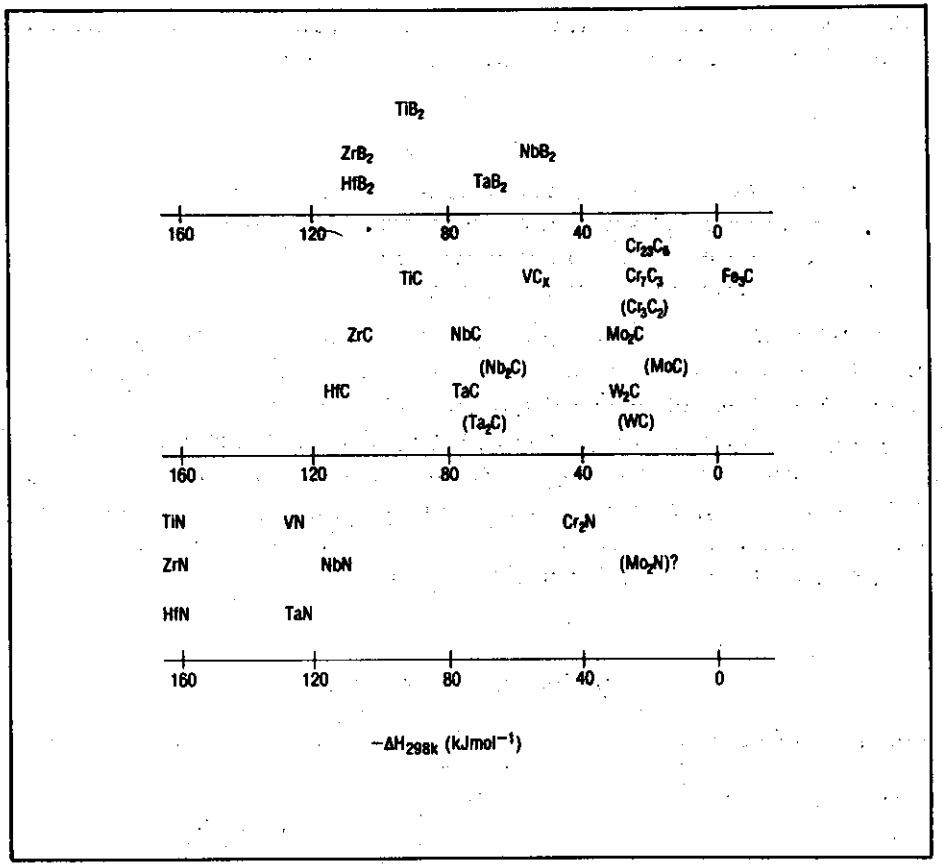


Fig. 5.24 - Estabilidade dos carbonetos, nitretos e boretos, em função de sua entalpia de formação [2].

5.5.2 - Solubilidade

Ao se adicionar metais formadores de carbonetos nos aços, haverá uma partição dos mesmos entre a austenita e o carboneto, segundo a equação:

$$M_\gamma + C_\gamma \rightleftharpoons MC \qquad (1)$$

C_γ = carbono dissolvido na austenita
M_γ = metal dissolvido na austenita
MC = carboneto precipitado

A medida que se eleva a temperatura da austenita, o carboneto metálico vai se dissolvendo, fornecendo carbono e metal para a austenita. Isto continua até uma temperatura onde todo o carboneto metálico é dissolvido, ou seja, todo o metal permanece em solução sólida na austenita. Essa temperatura limite de solubilidade pode ser deter-

minada termodinamicamente, e varia em função do teor de carbono e do metal presentes no aço, segundo a equação geral:

$$\log [M]^a \quad [X]^b = \frac{-c}{T} + d \qquad (2)$$

[M] = concentração do metal no aço (% em peso)
[X] = concentração do carbono no aço (% em peso)
a, b, c = constantes para cada tipo de composto
T = temperatura em graus Kelvin.

Obviamente, esta forma de equação de solubilidade é aplicável também a outros tipos de partículas encontradas nos aços como os nitretos e os carbonitretos (Tabela 5.3).

Deve-se notar que ao se adicionar outros elementos de liga nos aços, a solubilidade dos carbonetos, nitretos e carbonitretos é modificada. Koyama [42] observou que a adição de manganês, cromo e níquel aumentava a solubilidade do carboneto de nióbio na austenita e que a adição de silício a diminuia (Tabela 5.4).

Metal	Composto	a	b	c	d	ref.
Solubilidade na austenita						
Nb	$NbC_{0,87}$	1	0,87	7520	3,11	37
Nb	NbN	1	1	10150	3,79	38
Ti	TiC	1	1	7000	2,75	39
V	V_4C_3	4	3	10800	7,05	40
Solubilidade na ferrita						
Nb	NbC	1	1	10960	5,43	41
Nb	NbN	1	1	12230	4,96	41

Obs.:

1) $\log_{10} [M]^a [X]^b = \frac{-c}{T} + d$

M = metal
X = carbono ou nitrogênio

2) A solubilidade do carbonitreto de nióbio (NbCN) é dada pela fórmula

$$\log_{10} [Nb] [C + \frac{12}{14} N] = \frac{-6770}{T} + 2,26 \qquad [40]$$

Tabela 5.3 - Solubilidade dos carbonetos e nitretos do nióbio, vanádio e titânio na austenita e na ferrita.

E	X	Y	W	Z
Mn	−1371	0,900	75	−0,0504
Si	735	0,348	0	0
Cr	−1113	0,691	38	−0,0228
Ni	−148	0,090	−8,5	−0,0068

$$\log_{10}[Nb][C] = \frac{-7970}{T} + 3{,}31 - \left(\frac{X}{T} + Y\right)[E] - \left(\frac{W}{T} + 2\right)[E]^2$$

[E] = % em peso do elemento de liga

Tabela 5.4 - Solubilidade do NbC na austenita de aços com adições de Mn, Si, Cr ou Ni [42].

Na Fig. 5.25 estão comparadas a solubilidade na austenita de vários carbonetos e nitretos formados nos aços. Observa-se que o carboneto de vanádio é mais solúvel na austenita que o de titânio e o de nióbio.

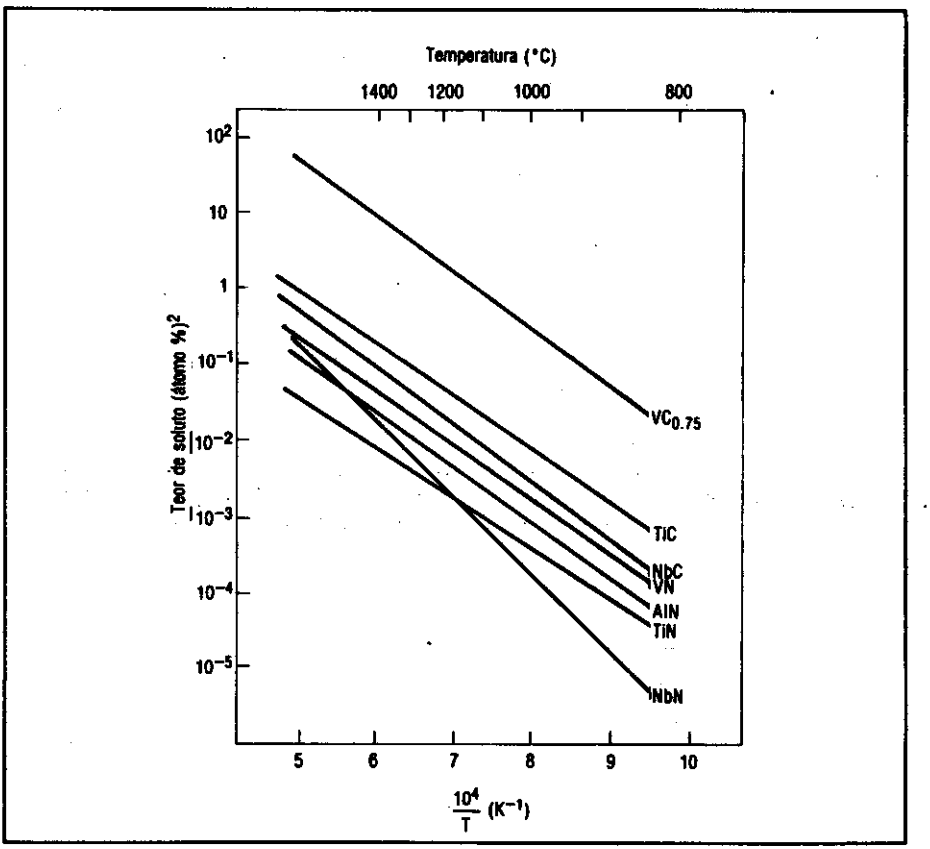


Fig. 5.25 - Produto de solubilidade de carbonetos e nitretos na austenita em função da temperatura [2].

Essa preocupação com o estudo da solubilidade dos carbonetos e nitretos nos aços é justificada, pois o aumento da resistência mecânica possível de ser obtido pela precipitação de partículas finas nos aços é proporcional à solubilidade das mesmas na austenita (Fig. 5.26).

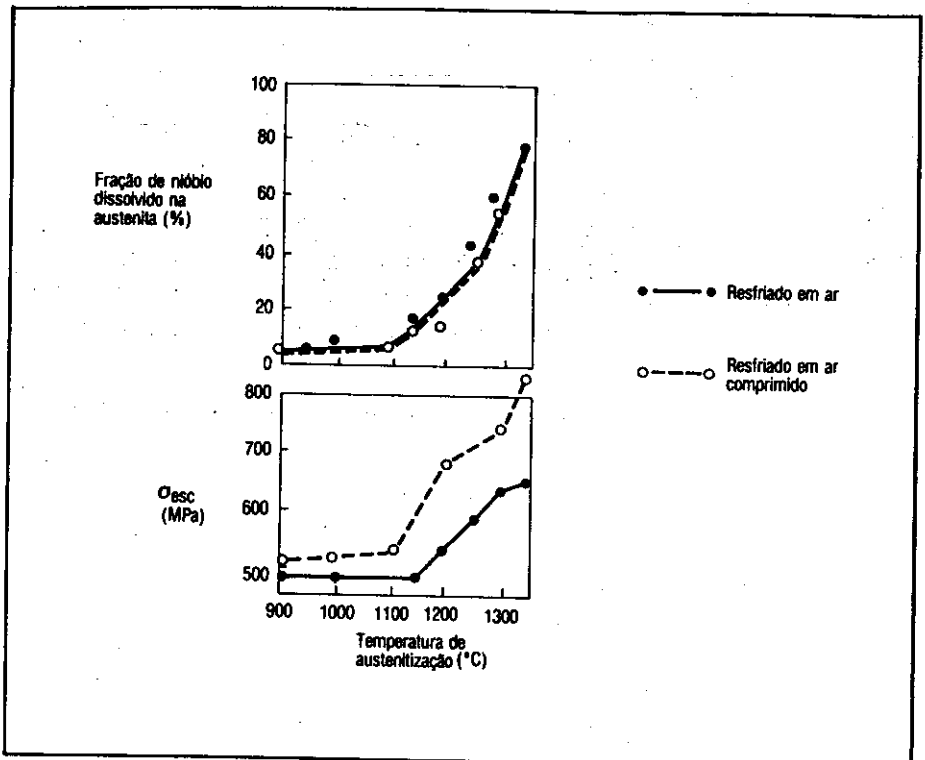


Fig. 5.26 - Correlação entre a resistência mecânica ($0{,}2\sigma_{esc}$) a temperatura ambiente e a quantidade de nióbio dissolvido na austenita de um aço 0,5% C [43].

5.5.3 - Formas de precipitação

Os carbonetos que aparecem nos aços resfriados lentamente podem ter as seguintes formas:

a) Carbonetos dispersos.

Estes carbonetos podem ser originários da precipitação na austenita ou na ferrita supersaturada.

b) Carbonetos em fileiras (interphase precipitation)

Os carbonetos nucleiam na interface α/γ formando fileiras com um espaçamento definido, característica do carboneto e das condições

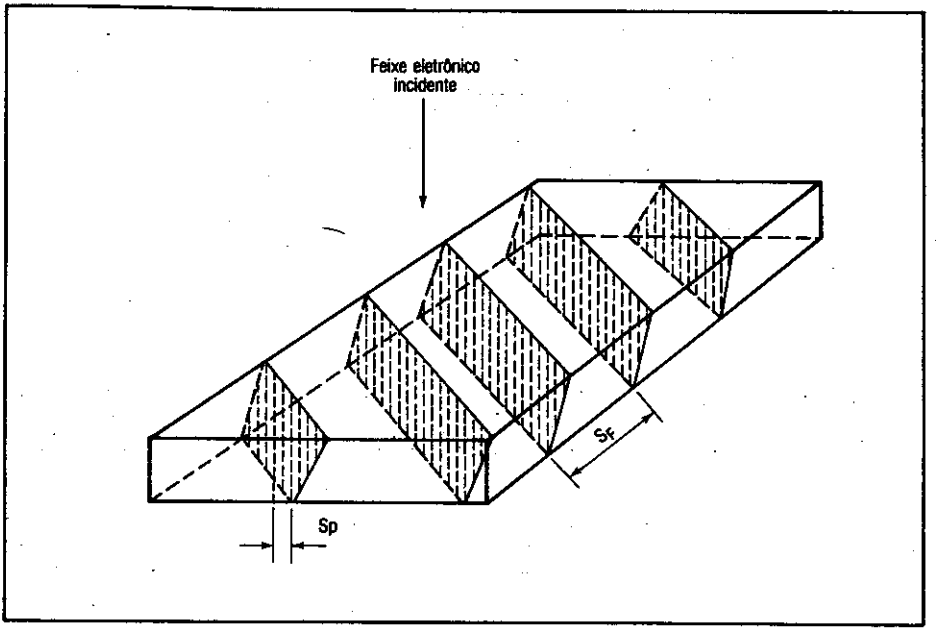


Fig. 5.27 - Diagrama esquemático da precipitação na interface γ/α (interphase precipitation)
S_P = espaçamento entre precipitados
S_F = espaçamento entre as fileiras de precipitados [44].

de nucleação. Após a nucleação de uma fileira de carbonetos a interface α/γ move-se para uma nova posição e uma outra fileira de precipitados é nucleada (Fig. 5.27).

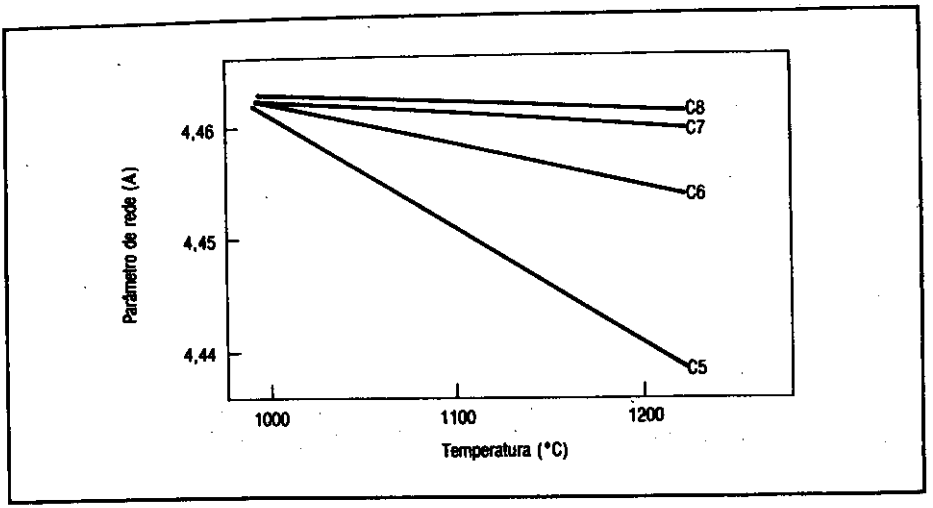
c) Carbonetos em fibras

Em alguns casos a formação da perlita é substituída por fibras de carboneto. Isto ocorre, por exemplo, em aços com 4 a 12% de cromo resfriados lentamente ou aços com 4% Mo transformados entre 850 a 600°C.

5.5.4 - Composição dos carbonetos

A composição dos carbonetos metálicos nem sempre é fixa, podendo variar com a temperatura e os teores de carbono e do metal. No caso do nióbio, por exemplo, variando-se a relação carbono/nióbio do aço, ou a temperatura de formação do carboneto, altera-se sua composição química (Fig. 5.28).

Como nos aços sempre existe nitrogênio dissolvido, na verdade o composto que se forma é um carbonitreto de nióbio ($Nb\ C_x\ N_y$), cujo parâmetro de rede aumenta a medida que a temperatura de formação abaixa ou o teor de carbono aumenta (Fig. 5.29).



Liga	Composição* % em peso			Razão molar C/Nb
	Nb	C	Fe	
C5	0,178	0,071	balanço	3,1
C6	0,204	0,074	balanço	2,8
C7	0,531	0,081	balanço	1,2
C8	0,817	0,090	balanço	0,9

* Com nitrogênio resigual = 0,002%

Liga	Temperatura (°C)	x no NbC_x
C8	1000	0,71
	1100	0,72
	1200	0,75
	1300	0,91

Fig. 5.28 - Influência da tempertura de formação e da composição da liga no parâmetro de rede e na composição do carboneto de nióbio (NbC_x) [38].

Por vezes, as fórmulas NbC, NbN e NbCN são empregadas para designar, de forma simplificada, o carboneto, o nitreto e o carbonitreto de nióbio, embora suas fórmulas reais sejam NbC_x, NbN_y e NbC_wN_z, onde x, y, w e z são variáveis que dependem das percentagens de carbono, nitrogênio e nióbio do aço e também da temperatura de formação destes compostos.

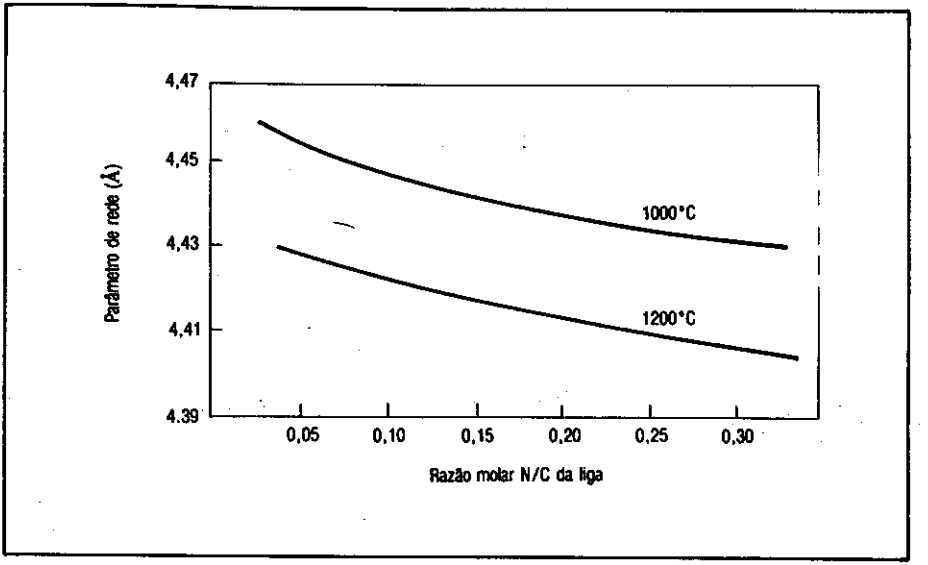


Fig. 5.29 - Variação do parâmetro de rede do NbC_xN_y de estrutura cúbica (B1), em função da razão molar N/C da liga Fe-C-N-Nb, com 0,2% em peso de nióbio [38].

5.5.5 - Cinética da precipitação e coalescimento dos carbonetos

A cinética de dissolução, precipitação e coalescimento de carbonetos (e carbonitretos) é especialmente importante na definição da resposta de um aço microligado a um tratamento térmico ou termomecânico. Aços microligados são aços carbono com adição de até 0,1% em peso de nióbio, vanádio ou titânio. Estes elementos, por apresentarem uma forte afinidade pelo carbono e nitrogênio, formam carbonetos e carbonitretos, os quais podem aumentar consideravelmente a resistência mecânica dos aços, dependendo de sua forma, tamanho e distribuição.

A cinética de precipitação do Nb(C, N) na austenita durante a laminação dos aços microligados é fortemente dependente da: composição do aço, intensidade e taxa de deformação, temperatura e seqüência de tratamento termomecânico. A precipitação do Nb(C, N) na austenita não deformada é bastante lenta, tanto no tratamento isotérmico (Fig. 5.30) como no resfriamento contínuo (Fig. 5.31). No entanto, na austenita deformada a precipitação é bem mais rápida (Fig. 5.32). Deve-se observar que enquanto está ocorrendo a precipitação de algumas partículas, outras já estão crescendo e coalescendo (Fig. 5.33). Por conseguinte, para se formar partículas mais finas de Nb(C, N) em um aço não adiantaria apenas elevar a deformação na austenita; dever-se-ía também reduzir o tempo de aplicação desta deformação, ou, em outras palavras, aumentar a taxa de deformação.

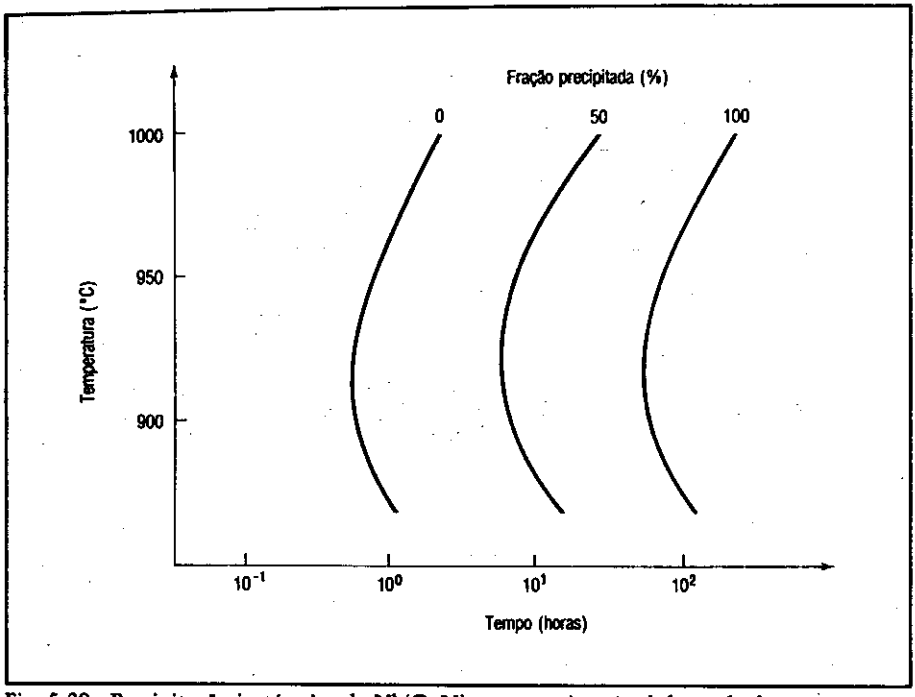


Fig. 5.30 - Precipitação isotérmica do Nb(C, N) na austenita não deformada do aço:
C = 0,18% Mn = 0,65% Nb = 0,065% [45]

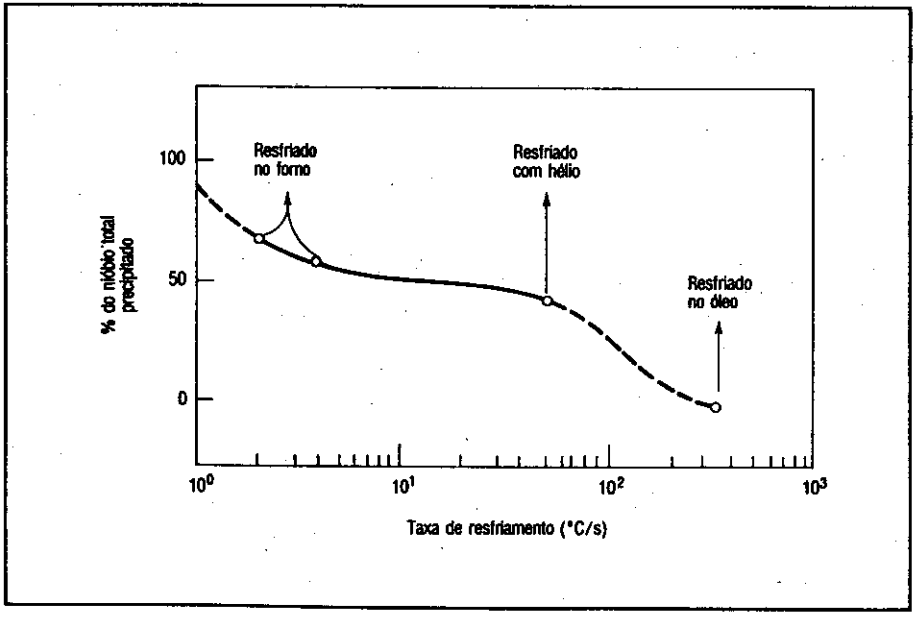


Fig. 5.31 - Cinética de precipitação do Nb(C, N) na austenita durante o resfriamento contínuo do aço:
C = 0,20/Mn = 0,65/Cu = 0,27/Nb = 0,06 [46]

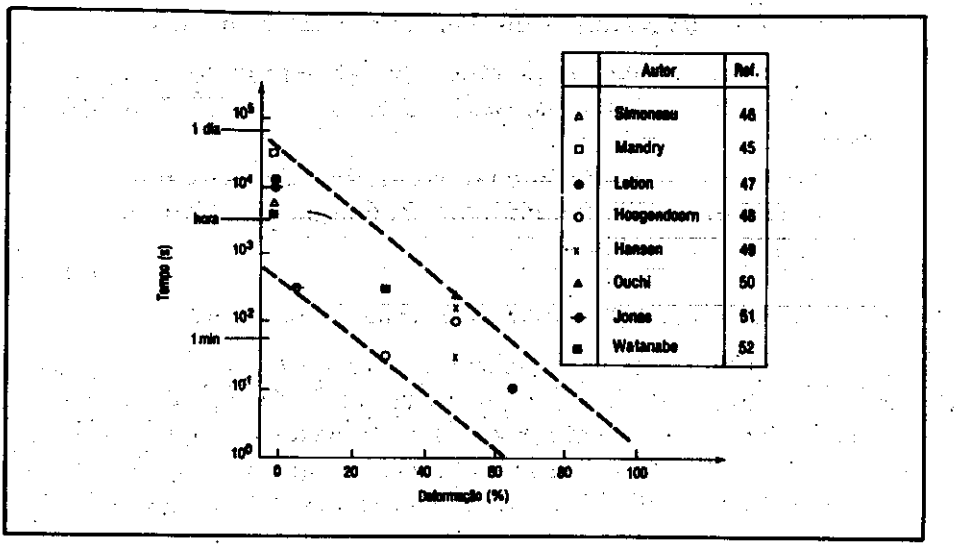


Fig. 5.32 - Tempo necessário para ocorrer 50% de precipitação estática, a 900°C, em aço com baixo teor de carbono (C < 0,20%) microligado com nióbio [30].

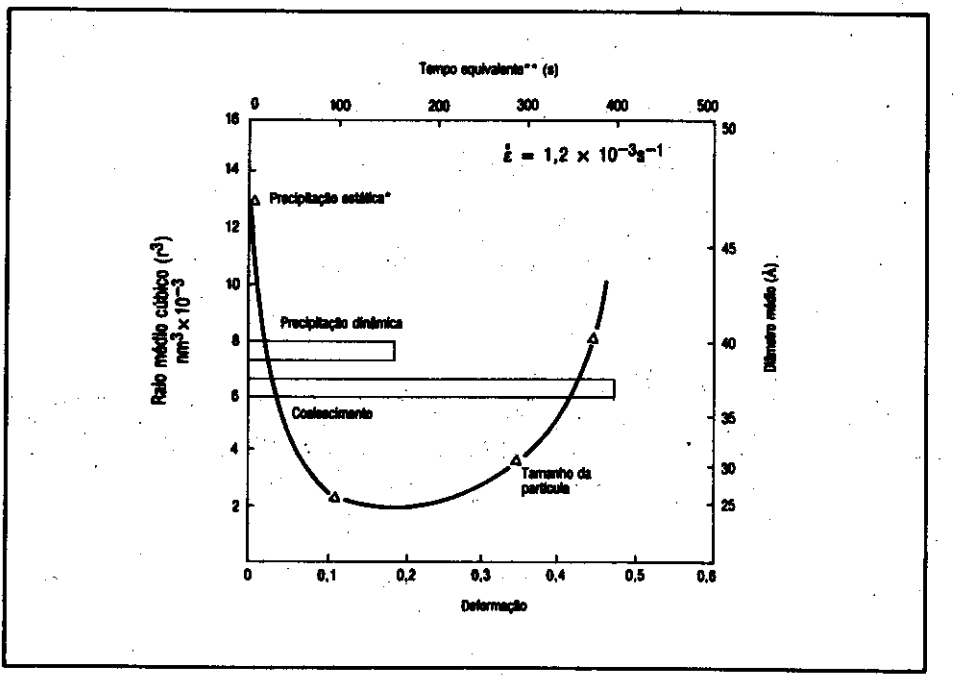


Fig. 5.33 - Coalescimento das partículas de Nb(C, N) durante a recristalização dinâmica a 900°C

* O tamanho médio das partículas observadas na precipitação estática foi após 34 minutos a 900°C.

** Como as deformações foram aplicadas sempre a uma mesma taxa de deformação, pode-se calcular o tempo equivalente, ou seja, o tempo durante o qual o material foi deformado. [53]

5.5.6 - Efeito da precipitação dos carbonetos finos nos aços

Os principais efeitos da precipitação dos carbonetos nos aços, tipos Nb(C, N), na forma de partículas finas (< 100Å de diâmetro) seriam:

— Atraso na recuperação e recristalização da austenita
— Impedimento do crescimento do grão austenítico
— Endurecimento da ferrita

Atraso na recuperação e na rescritalização da austenita

Lebon [47], em 1975, observou que a adição de nióbio em aços com baixo carbono (C < 0,20%) provoca um "nariz reverso" na curva de recristalização do mesmo (Fig. 5.34). Posteriormente, em 1979, Jonas [51], Akben [53] e Weiss [54] observaram que esse efeito é devido à precipitação do Nb(C, N) e ao nióbio em solução sólida na austenita.

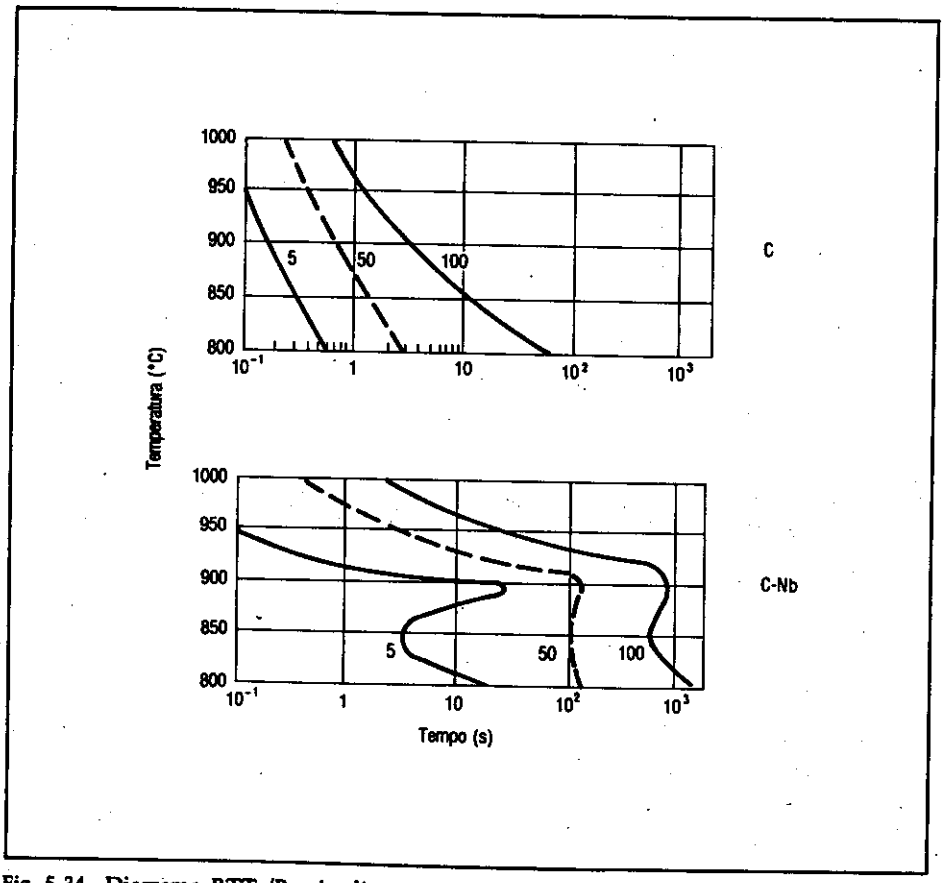


Fig. 5.34 - Diagrama RTT (Recristalização - Tempo-Temperatura) da austenita deformada (Deformação aplicada de 40 a 60%). [47]

Impedimento do Crescimento do Grão Austenítico

Como já foi visto no capítulo 3 (item 3.6.6), o crescimento do grão austenítico é influenciado por partículas finas e dispersas.

Vários autores desenvolveram equações matemáticas para prever o crescimento de partículas de 2.ª fase e do grão austenítico, as quais foram agrupadas em um recente trabalho de revisão [55].

Existem dois tipos principais de curvas para crescimento de grão, identificadas por Bain e Paxton [32]. Nos aços carbono sem adição de alumínio, estes autores observaram um aumento gradual do tamanho de grão, à medida que a temperatura era aumentada. Com a adição do alumínio, o grão crescia pouco até um determinado valor de temperatura (Fig. 5.35). Depois disso, havia o crescimento de alguns grãos

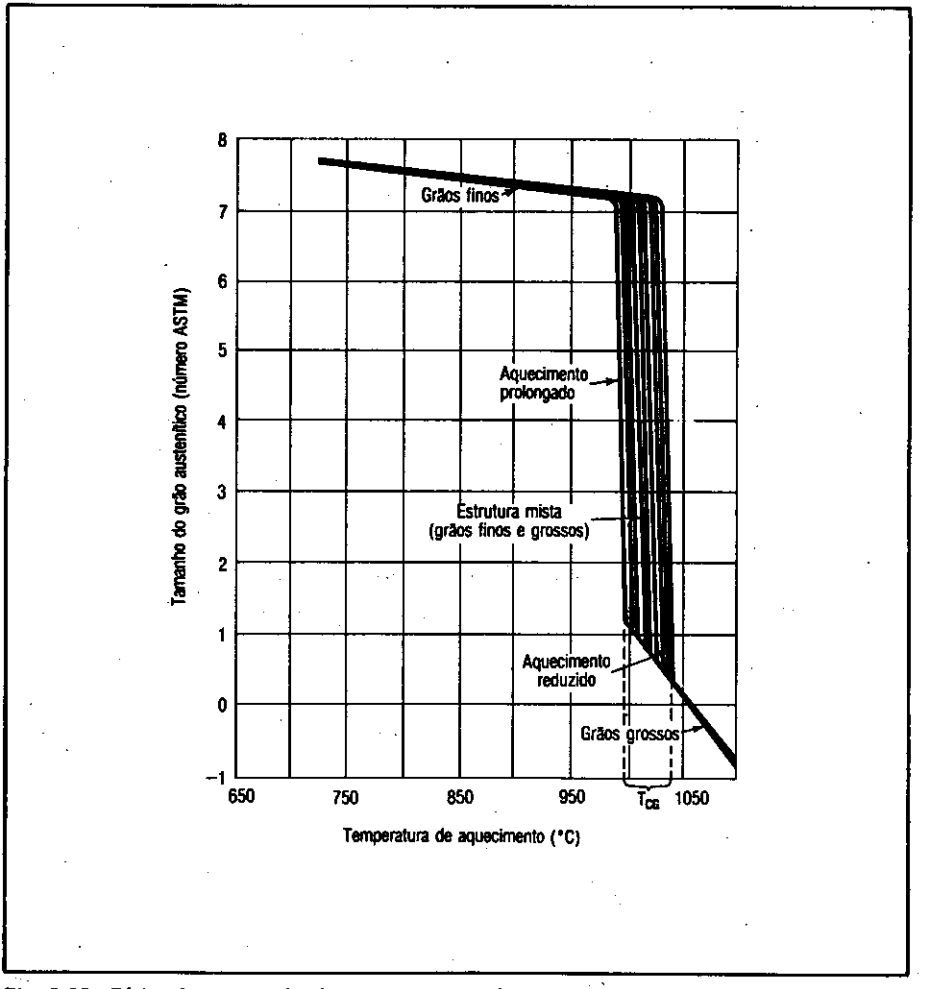
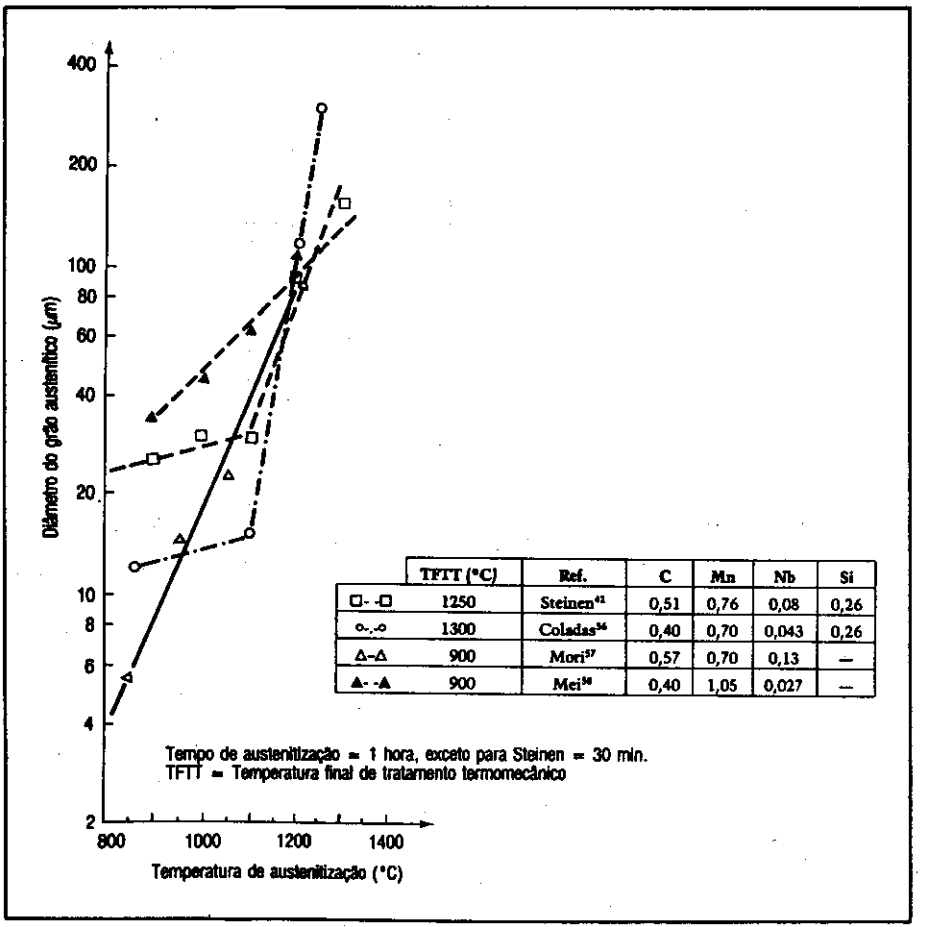


Fig. 5.35 - Efeito do nitreto de alumínio no tamanho do grão austenítico [32].

(processo conhecido como recristalização secundária) e a estrutura tornava-se mista (grãos grossos e finos). Aumentando-se mais ainda a temperatura ocorria o crescimento dos grãos restantes formando uma estrutura uniforme de granulação grosseira. A temperatura a partir da qual era observado um crescimento acenturado do grão foi denominado de "*Temperatura crítica de crescimento do grão austenítico* (T_{cg})". Estas inflexões observadas na curva de crescimento de grão austenítico nos aços com alumínio são atribuídas à formação de uma dispersão de finas partículas de nitreto de alumínio (impedindo o crescimento do grão) e posterior dissolução ou coalescimento das mesmas com o aumento de temperatura (liberando o contorno de grão). A temperatura em que ocorre a dissolução do AlN pode ser calculada termodinamicamente, da mesma forma que a dos carbonetos, como visto no item 5.5.2.



	TFTT (°C)	Ref.	C	Mn	Nb	Si
□- -□	1250	Steinen[41]	0,51	0,76	0,08	0,26
o-.-o	1300	Coladas[56]	0,40	0,70	0,043	0,26
Δ-Δ	900	Mori[57]	0,57	0,70	0,13	—
▲- -▲	900	Mei[58]	0,40	1,05	0,027	—

Fig. 5.36 - Curva isocronal de crescimento do grão austenítico de aços com nióbio [59].

Para o carboneto e carbonitreto de nióbio e vanádio o efeito de restringir o crescimento é o mesmo, embora nem sempre uma T_{cg} seja determinada (Fig. 5.36). Parece claro que quanto maior a temperatura final do tratamento termomecânico (laminação, forjamento etc.) maior será a T_{cg}. De qualquer maneira a adição de nióbio no aço sempre reduz o tamanho do grão austenítico, independentemente do teor de carbono do mesmo (Fig. 5.37).

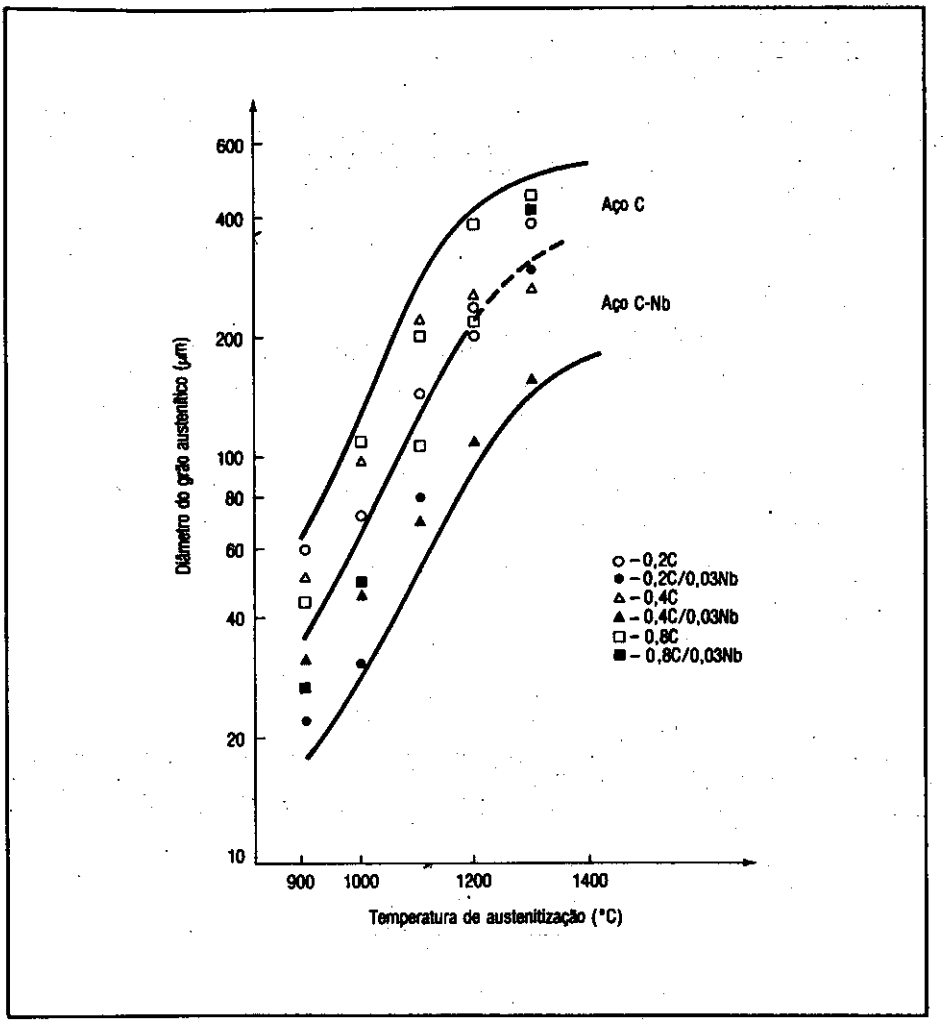


Fig. 5.37 - Curva isocronal de crescimento do grão austenítico de aços com e sem nióbio, após aquecimento por 1 hora [59].

Endurecimento da ferrita

Este efeito já foi discutido anteriormente, no item 5.3.3.

Influência nas propriedades mecânicas

A precipitação de carbonetos finos nos aços causa o refino do grão austenítico, e por conseqüência do grão ferrítico, aumentando a resistência mecânica. Os precipitados também endurecem a ferrita, elevando ainda mais a resistência mecânica (Fig. 5.38).

O aumento da resistência mecânica provocado pela precipitação de carbonitretos será tão maior quanto menores e mais numerosas forem as partículas (Fig. 5.39).

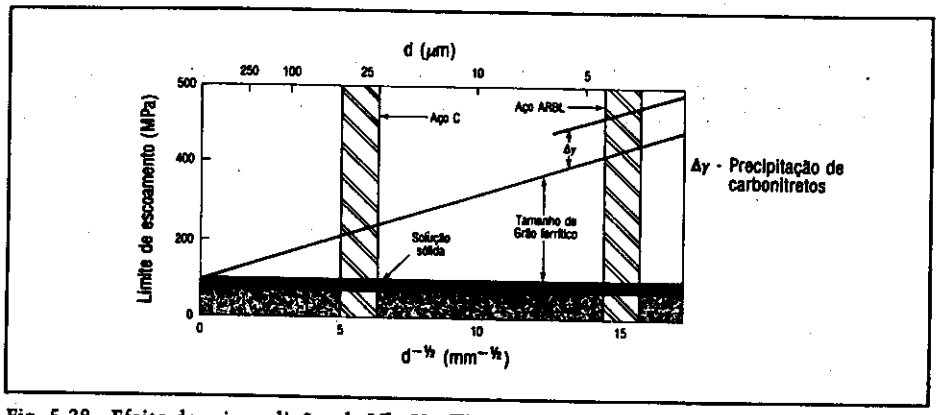


Fig. 5.38 - Efeito de microadições de Nb, V e Ti na resistência mecânica dos aços de baixo carbono (C < 0,20%). Aços microligados são conhecidos como ARBL (Alta Resistência, Baixa Liga) ver Cap. 6 [60].

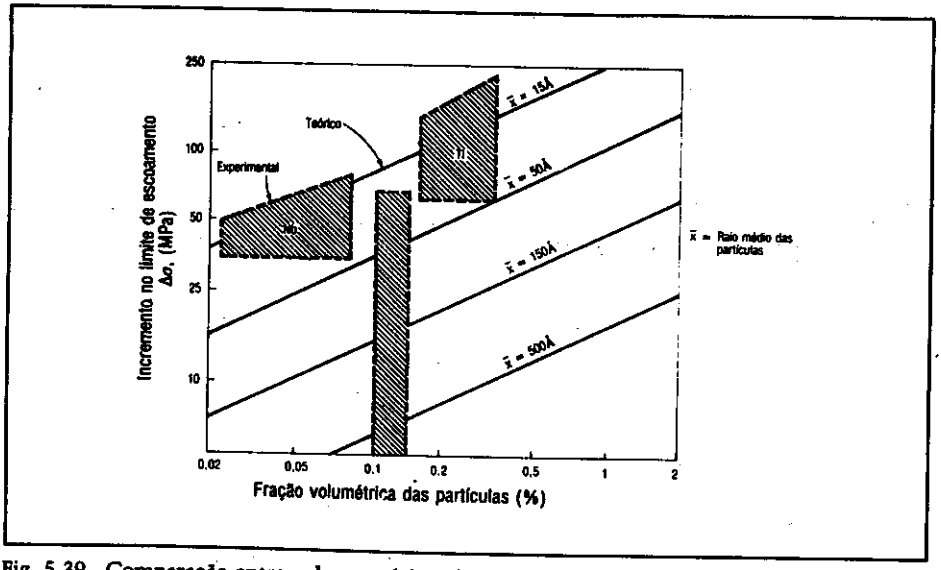


Fig. 5.39 - Comparação entre valores teóricos (modelo de Ashby-Orowan) e experimentais do incremento da tensão de escoamento, com o tamanho e densidade das partículas de carbonitreto de Nb, V e Ti [61].

5.6 - EFEITO DAS INCLUSÕES NÃO-METÁLICAS [4]

Inclusões são inevitáveis em aços elaborados por processos convencionais. Propriedades associadas à fratura dútil (dutilidade, tenacidade, etc.) assim como resistência à fadiga, a capacidade de receber polimento e a resistência à corrosão são influenciadas por inclusões não-metálicas. O controle da forma, quantidade e distribuição destas inclusões é fundamental para o controle destas propriedades.

Como a grande maioria das inclusões não-metálicas no aço é constituída de óxidos e sulfetos, o controle do oxigênio e do enxôfre do aço são essenciais no controle das inclusões (ver Caps. 8, 9 e 10).

Fig. 5.40 - Inclusão alongada de sulfeto de manganês em um aço 1020. Nital, 1000x.

5.7 - EFEITO DOS ELEMENTOS DE LIGA NOS COMPOSTOS INTERMETÁLICOS [62]

Nos aços baixa liga não existe, praticamente, a formação de compostos intermetálicos. Em superligas (Cap. 7) a base de níquel formam-se intermetálicos do tipo Ni_3X, onde X = Ti, Al, Ti + Al. Em aços, uma das fases intermetálicas importantes é a fase sigma (σ), observada nos aços austeníticos, e cuja presença na temperatura ambiente tem influência catastrófica nas propriedades mecânicas. Esta fase pode precipitar em contornos de grãos austeníticos de ligas ferro-

cromo, de alto teor de cromo, causando a fragilidade das mesmas. Em aços com ferrita e austenita a fase σ nucleia na interface α/γ. Elementos como Mo e Ti aceleram a formação desta fase.

Compostos intermetálicos são muito importantes em aços maraging e PH, onde contribuem diretamente para o aumento da resistência, como no caso das superligas.

5.8 - EFEITO DE PARTÍCULAS METÁLICAS DISPERSAS [4]

Alguns metais apresentam-se na forma de partículas não dissolvidas dentro do aço.

O cobre, por exemplo, apresenta uma solubilidade máxima na ferrita de aproximadamente 2% a 835°C e a 590°C sua solubilidade é menor que 0,3%. Então, o cobre dissolvido na ferrita a altas temperaturas é rejeitado, formando partículas de cobre puro à medida que a temperatura descresce. Em função disto, ligas de ferro, com mais de 1,5% de cobre, apresentam endurecimento por precipitação.

Chumbo, em quantidades de 0,25% no aço, serve para aumentar a usinabilidade, reduzindo o tamanho do cavaco formado.

5.9 - EFEITO DOS ELEMENTOS DE LIGA NA FORMAÇÃO DA AUSTENITA [32]

Para o estudo dos efeitos dos elementos de liga na austenita deve-se recorrer aos diagramas ternários; porém, como estes são em três dimensões, torna-se difícil sua acomodação nas páginas de um livro; e fotografias destes modelos não são muito úteis também.

Recorre-se então aos diagramas binários, onde se fixa a composição do elemento de liga e trabalha-se com temperatura e porcentagem de carbono, como mostra a Fig. 5.41. Com este tipo de diagrama pode-se prever a temperatura a que um aço 0,5C-12% Cr deva ser aquecido para a formação da austenita. Porém, para se saber a temperatura de austenitização dos aços com porcentagens variadas de cromo seriam necessários vários diagramas como o da Fig. 5.41. Em vez disso utiliza-se, na prática, um diagrama que fornece os limites da austenita pura (campo austenítico) em função da porcentagem de carbono e do elemento liga. Isto é mostrado nas Figs. 5.42 e 5.43. Existem elementos que restringem rapidamente o campo austenítico com o aumento de sua concentração no aço (por exemplo; Ti, Si, Mo e Cr), enquanto outros expandem este campo ou não exercem muito influência sobre ele (Mn e também Ni e Co).

Para uma comparação dos efeitos causados pelos vários elementos de liga no campo austenítico utiliza-se como temperatura básica a

de 1150°C, que é a temperatura onde ocorre a solubilidade máxima do carbono na austenita, conforme indica a Fig. 5.44. As regiões abaixo das curvas de cada elemento indicam o campo de estabilidade da austenita. Observa-se na figura a seqüência de elementos que tendem a formar campos austeníticos maiores: Ti, V, Mo, Si, W, Cr, Ni e Mn.

Como os elementos de liga variam o campo austenítico dos aços, haverá uma variação também da temperatura e composição eutetóide (ver item 5.4).

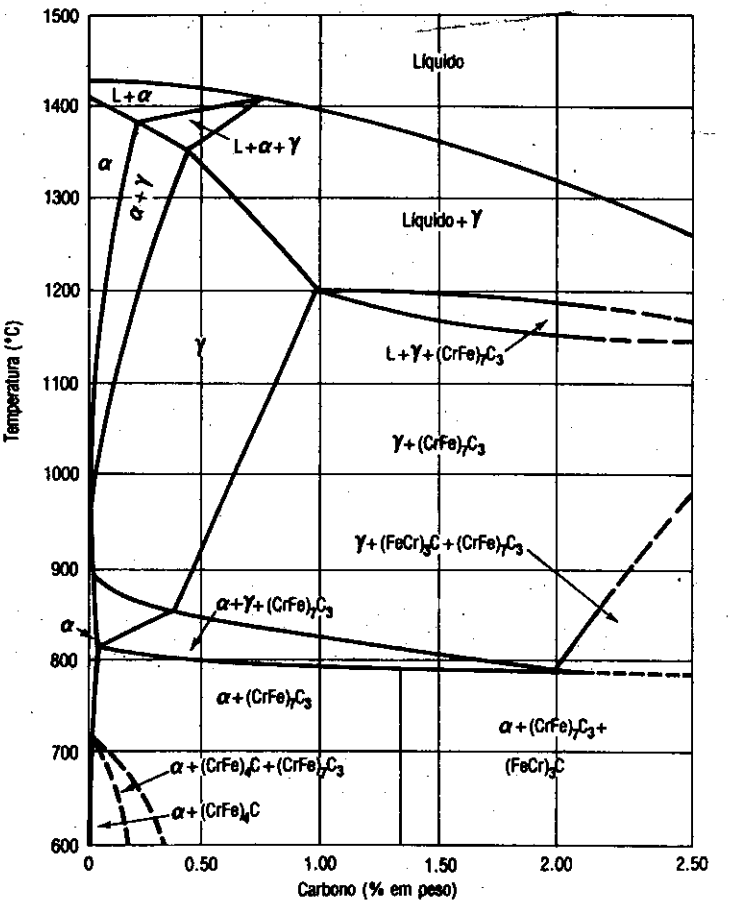


Fig. 5.41 - Secção de um diagrama Fe-Cr-C, com teor de cromo ferro em 12% [32].

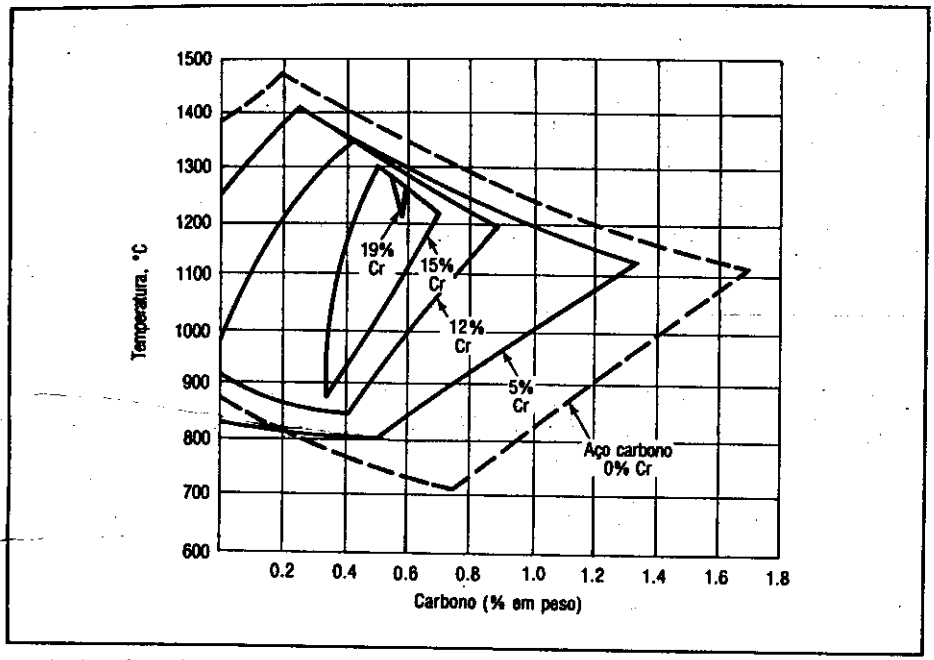


Fig. 5.42 - Efeito do cromo no campo austenítico [32].

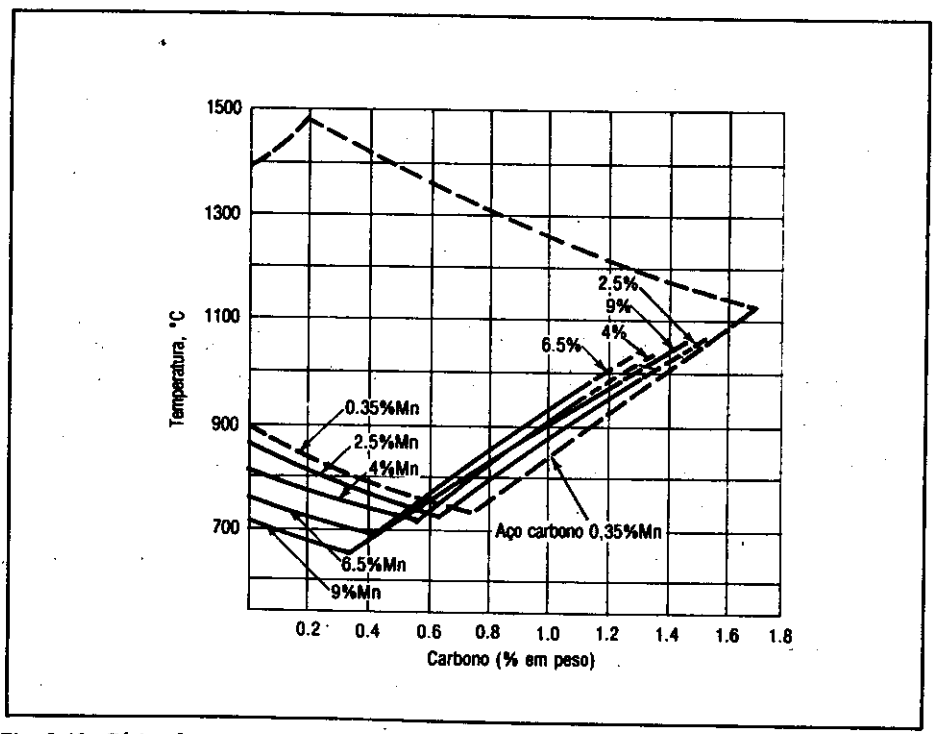


Fig. 5.43 - Efeito do manganês no campo austenítico [32].

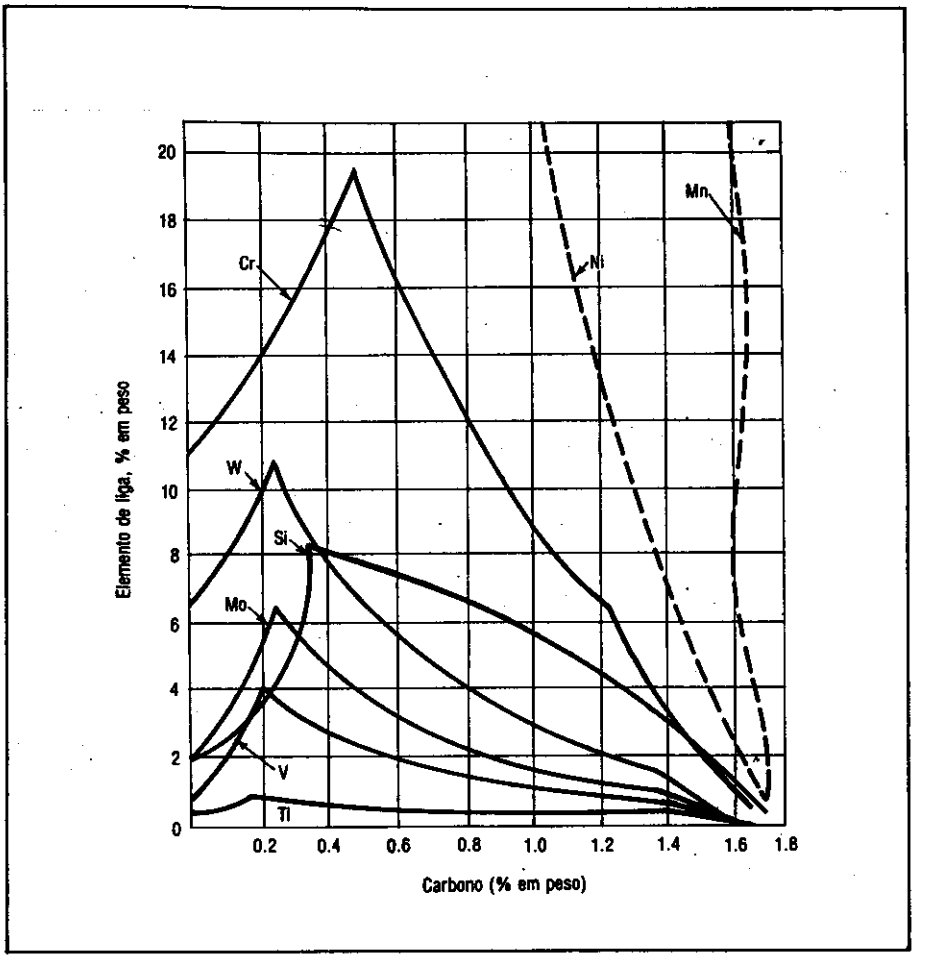


Fig. 5.44 - Limites do campo austenítico a 1150°C para vários elementos. A área abaixo da curva representa a austenita [32].

5.10 - EFEITO DOS ELEMENTOS DE LIGA NA TÊMPERA

Os elementos de liga podem influir nas propriedades dos aços temperados de 3 maneiras:

a) Alterando as temperaturas de início (M_I) e fim (M_F) da transformação martensítica
b) Aumentando a dureza da martensita
c) Alterando a temperabilidade

5.10.1 - Temperaturas M_I e M_F

A maioria dos elementos de liga que entram em solução na austenita abaixam a temperatua M_I, com a exceção do cobalto e alumínio [63]. Entretanto o carbono tem um efeito muito maior que qualquer elemento de liga metálica (vide item 3.5, cap. 3).

O efeito relativo dos elementos de liga na temperatura M_I pode ser estimado por relações empíricas [69]:

$$M_I\,(°C) = 539 - 423\,(\%C) - 30{,}4\,(\%Mn) - 17{,}7\,(\%Ni) - 12{,}1\,(\%Cr) - 7{,}5\,(\%Mo)$$

5.10.2 - Dureza da martensita

Outros elementos de liga, além do carbono, podem contribuir para aumentar a dureza martensítica se: (a) o teor de carbono do aço for baixo e (b) a têmpera for realizada de modo a obter dureza máxima. Na Fig. 5.45 observa-se o efeito do molibdênio e do cromo na dureza martensítica. É evidente que o efeito destes elementos é muito menor que o do carbono, que, efetivamente, define a dureza da martensita.

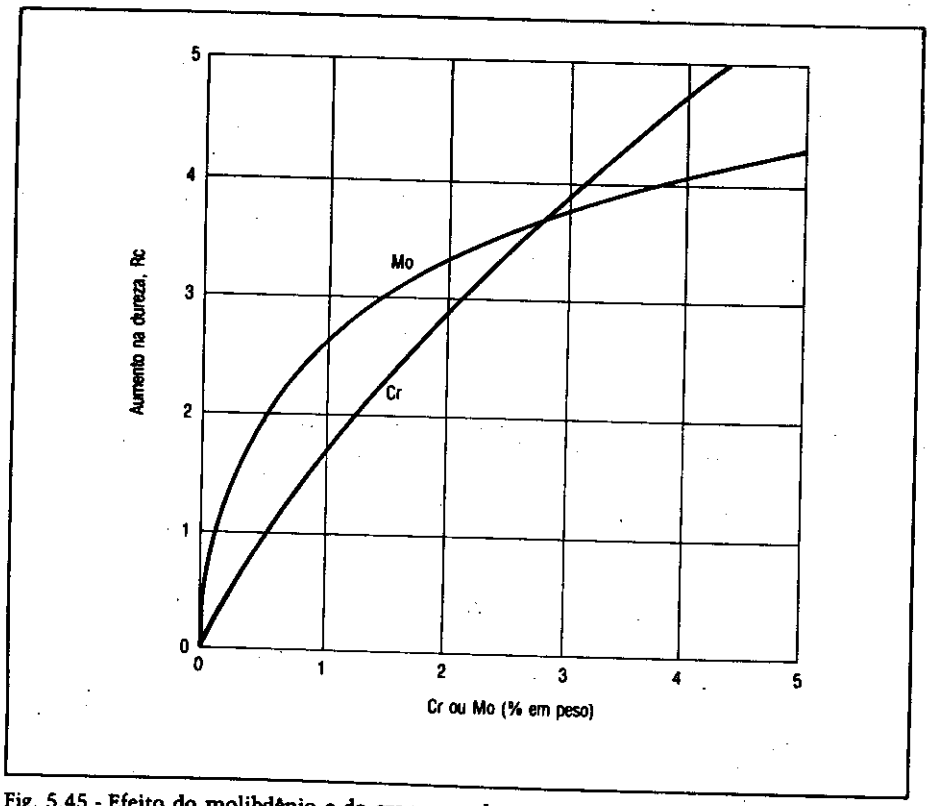


Fig. 5.45 - Efeito do molibdênio e do cromo na dureza martensítica máxima, em aços com 0,35% C [64].

5.10.3 - Temperabilidade

Como foi discutido nos itens 3.5 e 3.6 (cap. 3) todos os elementos dissolvidos na austenita aumentam a temperabilidade do aço, com exceção do cobalto.

O carbono tem uma grande influência na temperabilidade (Fig. 5.46), porém seu uso em altas concentrações é limitado, pois resulta na perda de tenacidade, aumento da probabilidade de distorção e trincas durante o tratamento térmico e dificuldades na soldagem [65].

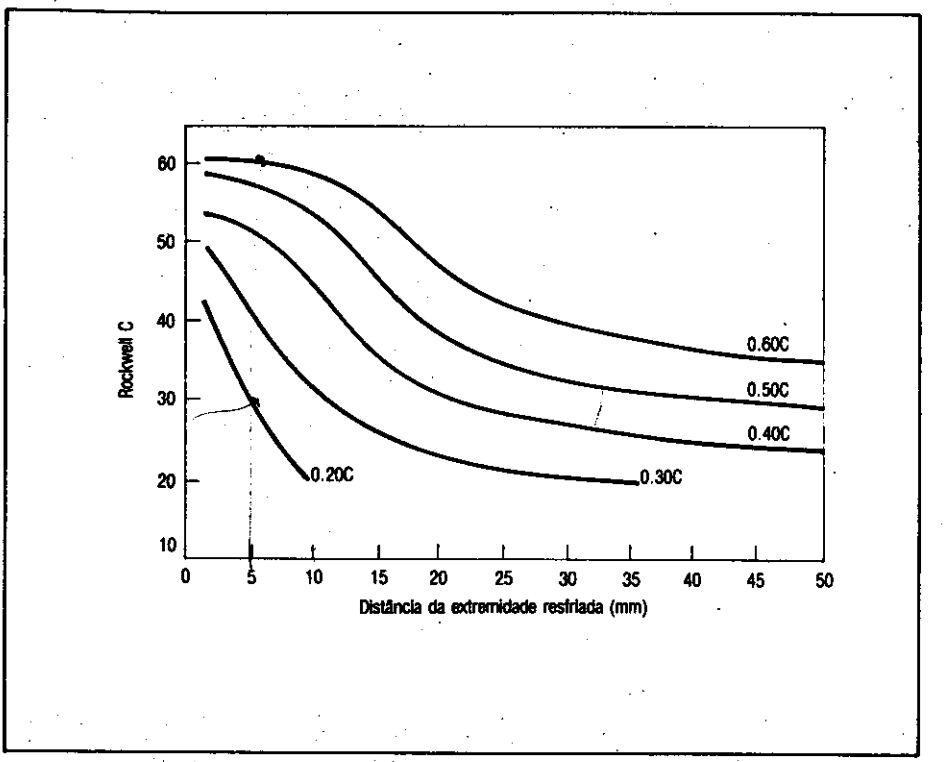


Fig. 5.46 - Efeito do carbono na temperabilidade de um aço 0,5 Cr/0,5 Ni/0,25 Mo [65].

Outros elementos de liga como o manganês, o cromo e o molibdênio são então utilizados para aumentar a temperabilidade. Pela equação abaixo, pode-se observar o efeito comparativo dos elementos de liga sobre o diâmetro crítico (ver item 3.6.2) [65]:

$$D_C = D_{C\,(Base)} \times 3{,}275\,(\%\,Mo) + 2{,}21\,(\%\,Mn) \times 2{,}13\,(\%\,Cr) \times 1{,}47\,(\%\,Ni) \times 1{,}40\,(\%\,Si)$$

onde:

$D_{C\,(Base)}$ = Diâmetro crítico para liga ferro-carbono

% = Porcentagens em peso.

Pequenas adições de boro (0,001%) nos aços de baixo carbono provocam um aumento acentuado da temperabilidade (Fig. 5.47). Os aços com boro devem ser desoxidados, e apresentar baixo teor de nitrogênio, pois caso contrário, o boro em vez de permanecer em solução sólida, formará nitretos e óxidos, deixando de contribuir no aumento da temperabilidade [66].

O teor de boro, no entanto, deve ser controlado. Adições acima de 0,008%B nos aços de baixo teor de carbono e acima de 0,005%B nos de alto teor provocam uma perda na dutilidade a quente [66].

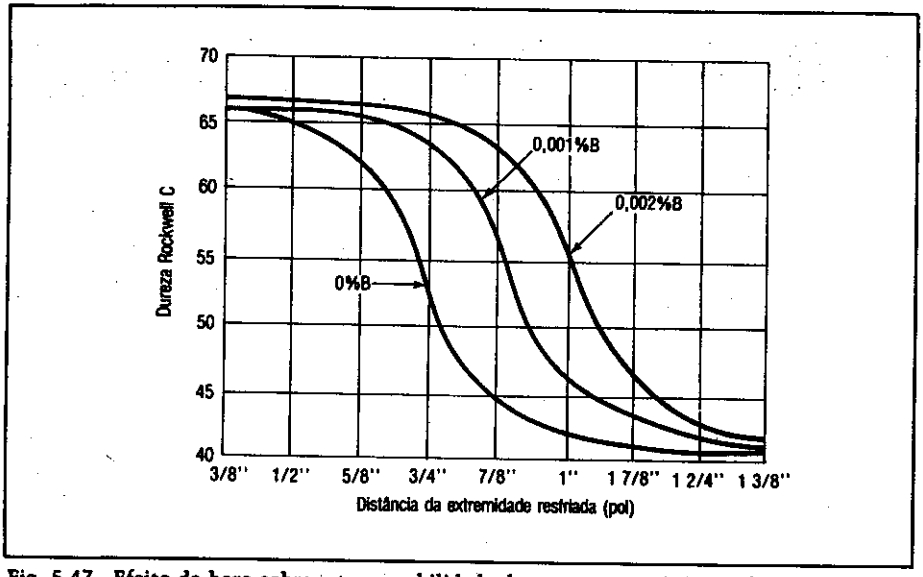


Fig. 5.47 - Efeito do boro sobre a temperabilidade de um aço com 0,63%C [66].

Assim, a diferença básica entre um aço-carbono e um aço baixa liga é sua temperabilidade. Adições maiores de elementos de liga aumentam a temperabilidade, elevando também o custo do aço (Fig. 5.48). (ver Cap. 6).

Aço	Composição Química				
	Mn	Si	Cr	Mo	Ni
1040	0,8	—	—	—	—
5140	0,8	0,3	0,8	—	—
4140	0,8	0,3	1,0	0,20	—
4340	0,8	0,3	0,8	0,25	1,8

(Todos aços com 0,4%C)

Fig. 5.48 - Dureza máxima obtida no ensaio Jominy para aços 0,4%C com e sem adição de elementos de liga [67].

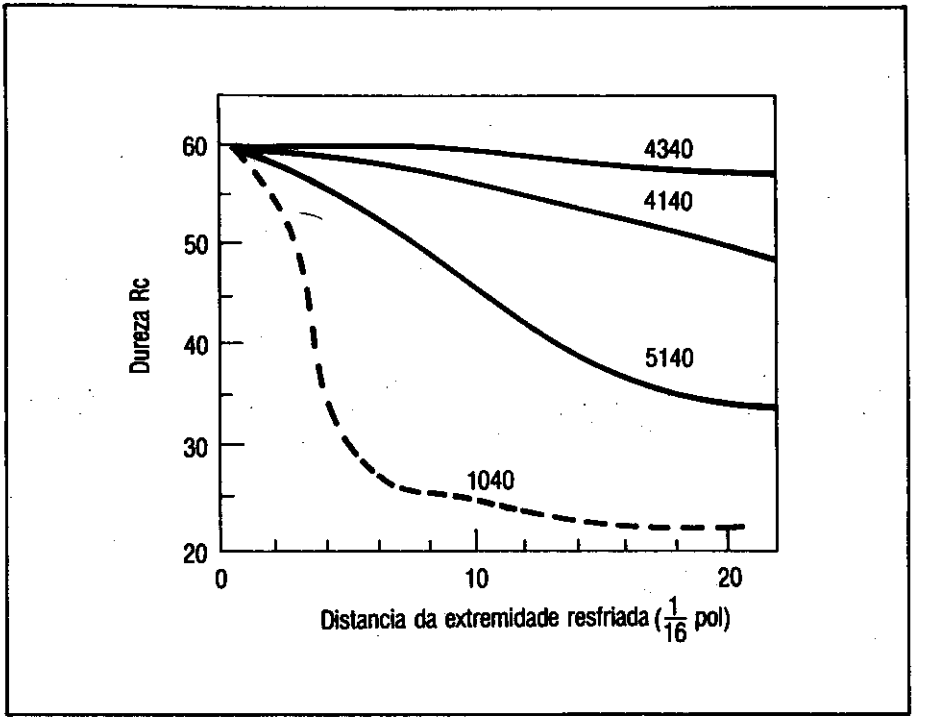


Fig. 5.48 - Dureza máxima obtida no ensaio Jominy para aços 0,4% C com e sem adição de elementos de liga [67].

5.11 - EFEITO DOS ELEMENTOS DE LIGA NO REVENIMENTO

5.11.1 - Formação dos carbonetos de ferro [68]

Embora ainda não se conheçam todas as alterações que os elementos de liga provocam no revenimento, alguns fatos já foram observados:

a) O silício estabiliza o carboneto ε e atrasa sua transformação para cementita. Aços com 1 a 2%Si apresentam o carboneto ε até 400°C, enquanto que nos aços sem silício esse carboneto é estável até 200°C (vide Fig. 3.27, cap. 3).

b) Alguns elementos como o Cr, Mo, W, V, Ti e Si, estabilizam a martensita, até temperaturas de 500°C. Outros elementos como o manganês e o níquel diminuem esta estabilidade (Fig. 5.49).

c) Em aços carbono as partículas de cementita começam a coalescer entre 350 e 400°C, enquanto que nos aços com Cr, Si, Mo e W essa faixa passa para 500 a 550°C.

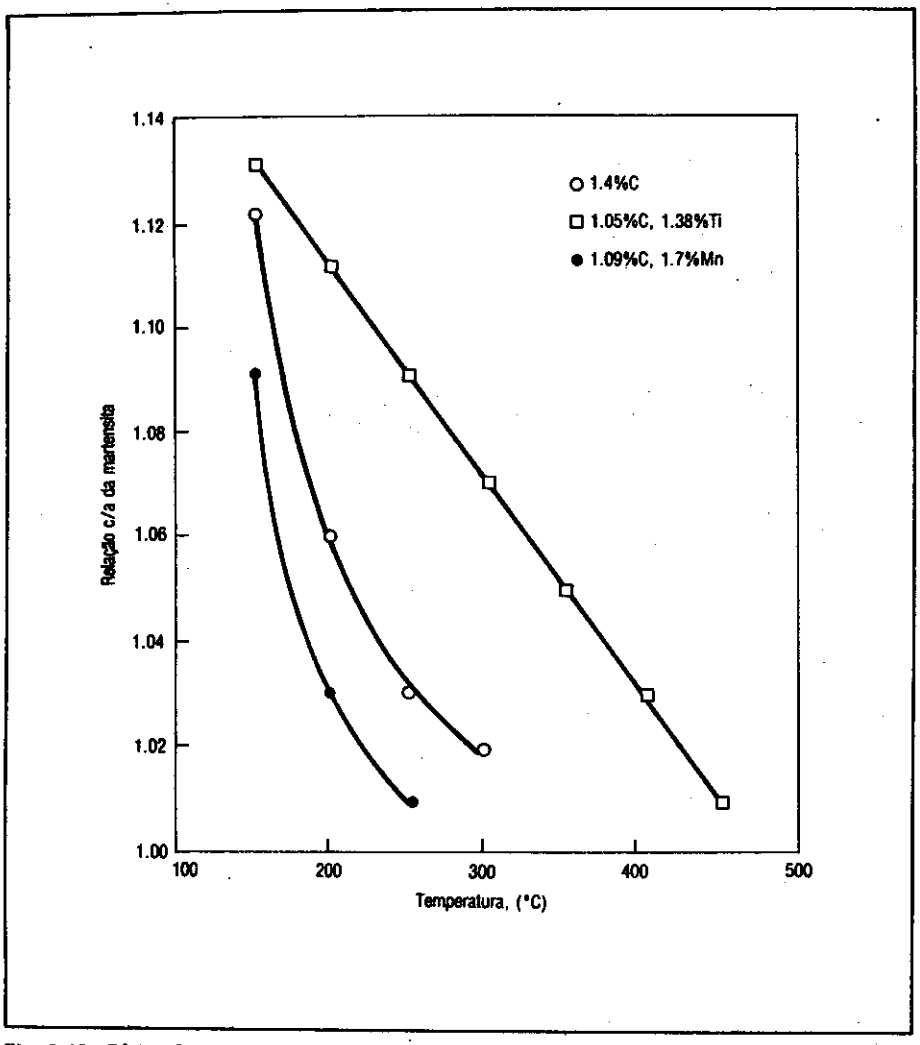


Fig. 5.49 - Efeito do Ti e Mn na tetragonalidade da martensita durante o revenimento [68].

5.11.2 - Endurecimento secundário

Como visto na Fig. 5.24 a maioria dos carbonetos de elementos de liga são mais estáveis que o carboneto de ferro (cementita). Entretanto durante o revenimento dos aços ligados, os carbonetos de elementos liga não se formam até a faixa de 500 a 600°C, devido a dificuldade de difusão dos elementos metálicos (substitucionais) em temperaturas baixas. Os metais difundem-se substitucionalmente enquanto que o nitrogênio e o carbono pelos interstícios da matriz de ferro. Assim, na ferrita, a difusividade do carbono ou nitrogênio é muitas vezes maior que a dos elementos metálicos (Tabela 5.5).

Solvente	Soluto	Energia de ativação, Q ($kJ.mol^{-1}$)	Fator de frequência, Do ($cm^2.s^{-1}$)	Coeficiente de difusão a 910°C ($cm^2.s^{-1}$)	Faixa de temperatura (°C)
	C	135	0,15	$1,5 \times 10^{-7}$	900 - 1050
	Fe	269	0,18	$2,2 \times 10^{-13}$	1050 - 1390
	Co	364	$3,0 \times 10^{2}$	$24,0 \times 10^{-12}$ (a 1050°C)	1050 - 1250
γ-Fe	Cr	405	$1,8 \times 10^{4}$	$58,0 \times 10^{-12}$ (a 1050°C)	1050 - 1250
	Cu	253	3,0	$15,0 \times 10^{-11}$	800 - 1200
	Ni	280	0,77	$7,7 \times 10^{-13}$	930 - 1050
	P	293	28,3	$3,6 \times 10^{-12}$	1280 - 1350
	S	202	1,35	$1,5 \times 10^{-9}$	1200 - 1350
	W	376	$1,0 \times 10^{3}$	$12,0 \times 10^{-12}$ (a 1050°C)	1050 - 1250
	C	80	$6,2 \times 10^{-3}$	$1,8 \times 10^{-6}$	
	N	76	$3,0 \times 10^{-3}$	$1,3 \times 10^{-6}$	
α-Fe	Fe	240	0,5		700 - 750
	Co	226	0,2	$2,1 \times 10^{-11}$	700 - 790
	Cr	343	$3,0 \times 10^{4}$		
	Ni	258	9,7	$3,7 \times 10^{-11}$	700 - 900
	P	230	2,9	$2,0 \times 10^{-10}$	860 - 900
	W	293	$3,8 \times 10^{2}$		

Tabela 5.5 - Difusividade dos elementos químicos na ferrita e na austenita [69].

A precipitação dos carbonetos metálicos durante o revenimento aumenta a dureza e a resistência mecânica do aço, e esse fenômeno é conhecido como "Endurecimento Secundário". Isto ocorre em aço com molibdênio, vanádio, tungstênio, titânio, e também em aços com altos teores de cromo. Depois da dureza passar por um pico, o coalescimento dos carbonetos metálicos leva novamente a uma perda de dureza no aço (Fig. 5.50).

Os elementos não formadores de carbonetos como o silício, níquel e cobalto, não produzem endurecimento secundário, porém aumentam a dureza por solução sólida (Fig. 5.51).

Aços com alto teor de austenita retida podem apresentar no endurecimento secundário uma dureza maior que após a têmpera (Fig. 5.52). Utilizando-se uma menor temperatura de austenitização a

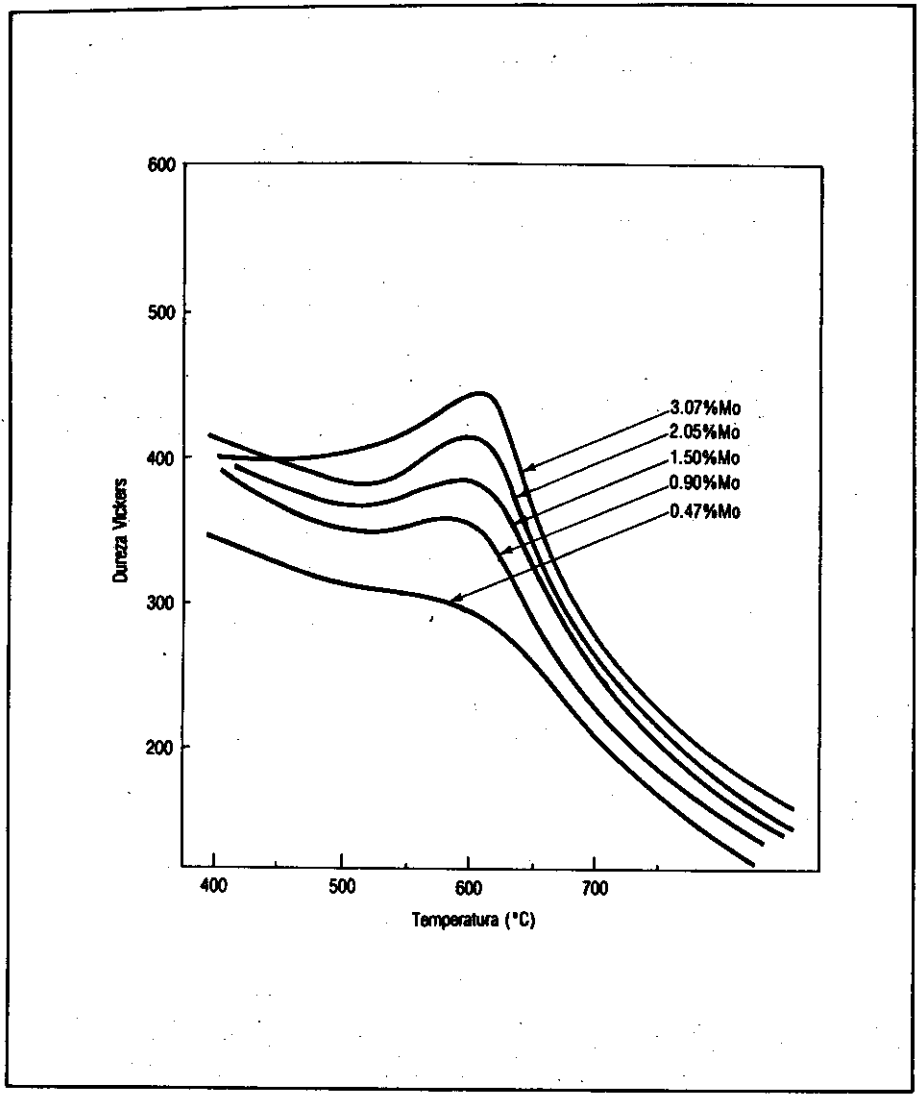


Fig. 5.50 - Efeito do molibdênio no revenimento de aços com 0,1% C. As amostras foram revenidas por 1 hora nas temperaturas indicadas [68].

quantidade de carbonetos solubilizados na austenitização é menor, e por conseqüência, também o teor de carbono dissolvido na austenita. Assim,com um menor teor de carbono dissolvido,a fração de austenita que se transforma em martensita é maior, pois as temperaturas M_I e M_F são maiores (vide Fig. 3.7, item 3.5, cap. 3). Então o aço com alto teor de martensita (75 a 90%)apresentará uma dureza alta após a têmpera, e o efeito posterior de endurecimento secundário será menos pronunciado.

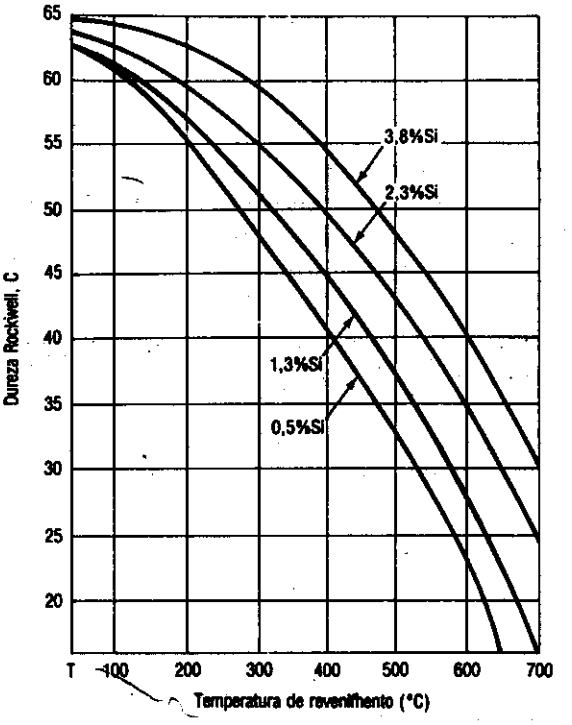


Fig. 5.51 - Influência do silício na dureza do aço, durante o revenimento por 1 hora de aços com 0,5% C [70].

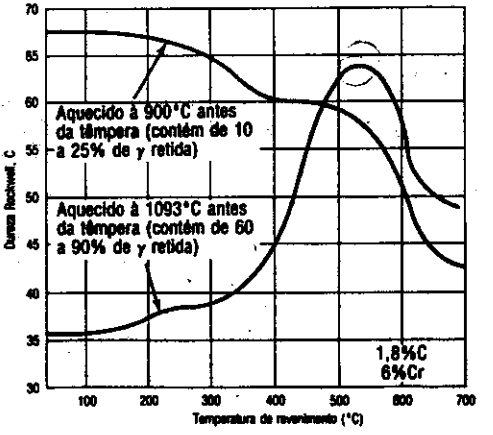


Fig. 5.52 - Endurecimento secundário em aços alto carbono, com grande quantidade de austenita retida [70].

Vanádio

Pequenas adições de vanádio no aço (< 0,1% em peso) provocam precipitação de finas partículas (50 Å) de $V_4 C_3$ na ferrita, entre 550 e 650°C, causando o endurecimento secundário.

Aços com outros elementos além do vanádio, do tipo (0,5 a 1%) Cr/ (0 a 1%) Mo/ (0,25 a 0,75%) V precipitam carbonetos de vanádio, no revenimento, pois estes são mais estáveis que os carbonetos de ferro, cromo ou molibdênio (vide Fig. 5.4).

Devido à sua capacidade de manter os carbonetos sem coalescimento significativo em temperaturas de até 700°C, o vanádio é um importante constituinte para os aços utilizados em altas temperaturas.

Cromo

Nos aços ao cromo, dois tipos de carbonetos são encontrados: $Cr_7 C_6$ (trigonal) e $Cr_{23} C_6$ (cúbico complexo). A seqüência de precipitação é a seguinte:

$$\text{Matriz} \rightarrow (Fe\ Cr)_3 C \rightarrow Cr_7 C_3 \rightarrow Cr_{23} C_6$$

Esta seqüência ocorre em aços com mais de 7% de cromo. Abaixo deste teor o $Cr_{23} C_6$ não é encontrado, a menos que o molibdênio esteja presente.

Por ser fraco formador de carbonetos, o $Cr_7 C_3$ só aparece em aços com mais de 1%Cr (para um teor de carbono de 2%).

Aços ao cromo só exibem endurecimento secundário quando o teor de cromo ultrapassa 9% (Fig. 5.53). O cromo difunde-se na ferrita mais facilmente que a maioria dos outros elementos metálicos e por isso o endurecimento secundário começa a ser notado em temperaturas relativamente mais baixas (400°C).

A adição conjunta de tungstênio favorece a nucleação do $Cr_{23}C_6$, enquanto que a do vanádio tende a estabilizar o Cr_7C_3. Como é o Cr_7C_3 que provoca o endurecimento secundário, nos aços ao cromo é preferida a adição conjunta do vanádio, se isto for desejado.

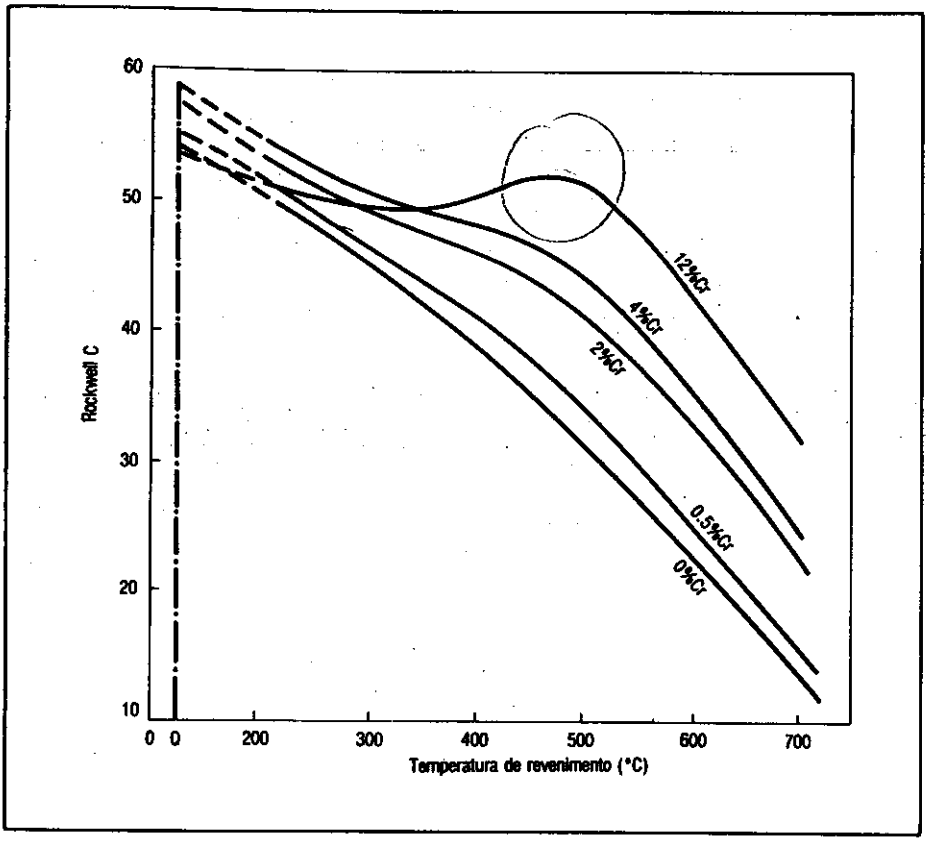


Fig. 5.53 - Efeito do cromo no revenimento de um aço com 0,35% C [68].

Molibdênio e tungstênio

Quando Mo ou W são elementos de liga predominantes num aço é possível a formação de diversos tipos de carbonetos. Para aços com 4 a 6% em peso destes elementos a sequência de precipitação é a seguinte:

$$Fe_3C \rightarrow M_2C \rightarrow M_6C \qquad (M = Mo \text{ ou } W)$$

Os carbonetos responsáveis pelo endurecimento secundário nestes aços são o Mo_2C ou o W_2C (Fig. 5.50).

Para igual concentração atômica o molibdênio é mais eficiente para provocar o endurecimento secundário que o tungstênio, e por isso é mais utilizado.

Em aços com concentrações de 0,5 a 2% de W ou Mo, formam-se precipitados intermediários ($M_{23}C_6$ e Fe_2MC) entre as fases M_2C e M_6C.

5.11.4 - Propriedades mecânicas [68]

Para se obter altos níveis no limite de resistência (> 1.500 MPa), é usual revenir em baixas temperaturas (200 a 300°C). Neste caso, com aços ligados, a resistência mecânica e a tenacidade são maiores que as obtidas com aços sem elementos de liga (Fig. 5.54).

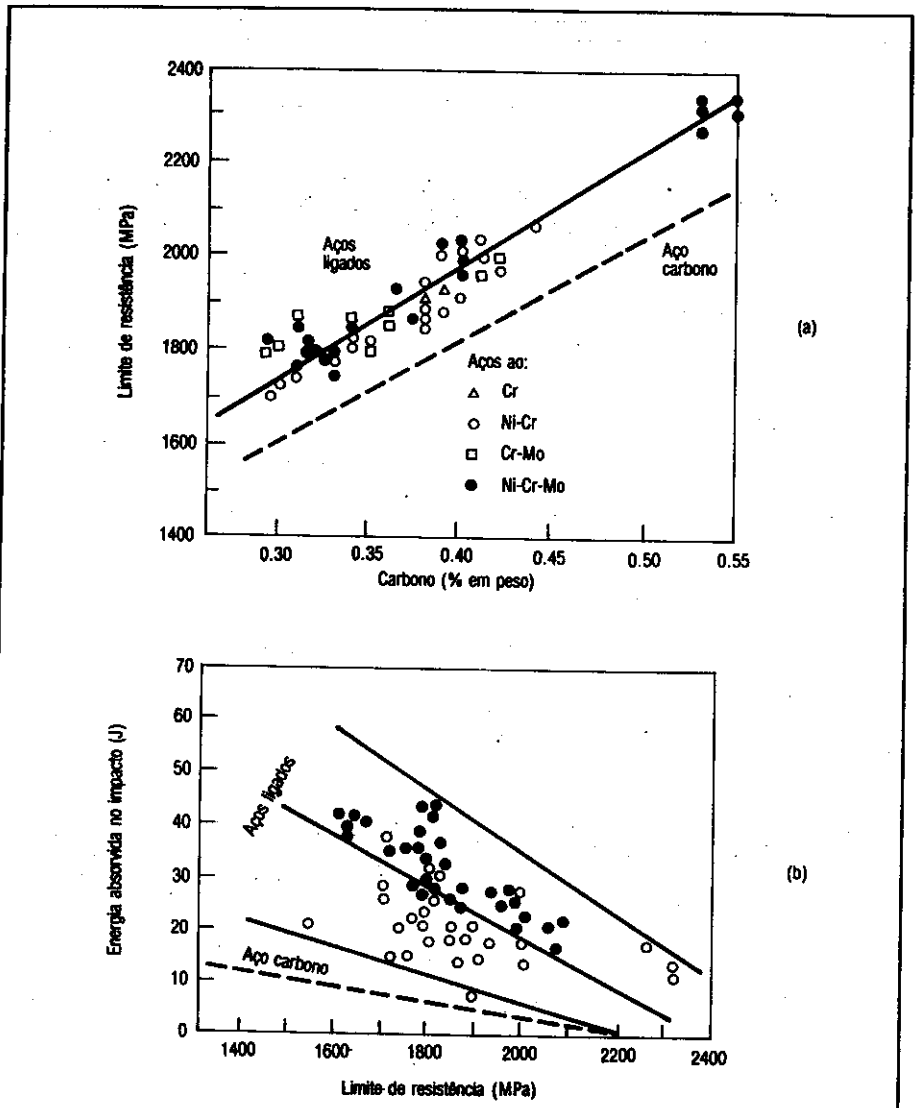


Fig. 5.54 - Comparação entre as propriedades mecânicas dos aços carbono com a dos aços ligados, após um revenimento a 200°C.
a) Efeito do teor de carbono no limite de resistência.
b) Relação entre o limite de resistência e a energia absorvida no impacto [68].

Aços que apresentam endurecimento secundário possuem alta resistência mecânica com boa tenacidade quando revenidos a 500 a 700°C. Um exemplo é o aço inoxidável 12Cr/1Ni/0,2C (Fig. 5.55), o qual é temperado e revenido entre 500 a 600°C, após o que apresenta uma boa combinação de resistência mecânica e tenacidade, o qual é indicado para suportar esforços em elevadas temperaturas (partes de turbinas a gás e a vapor).

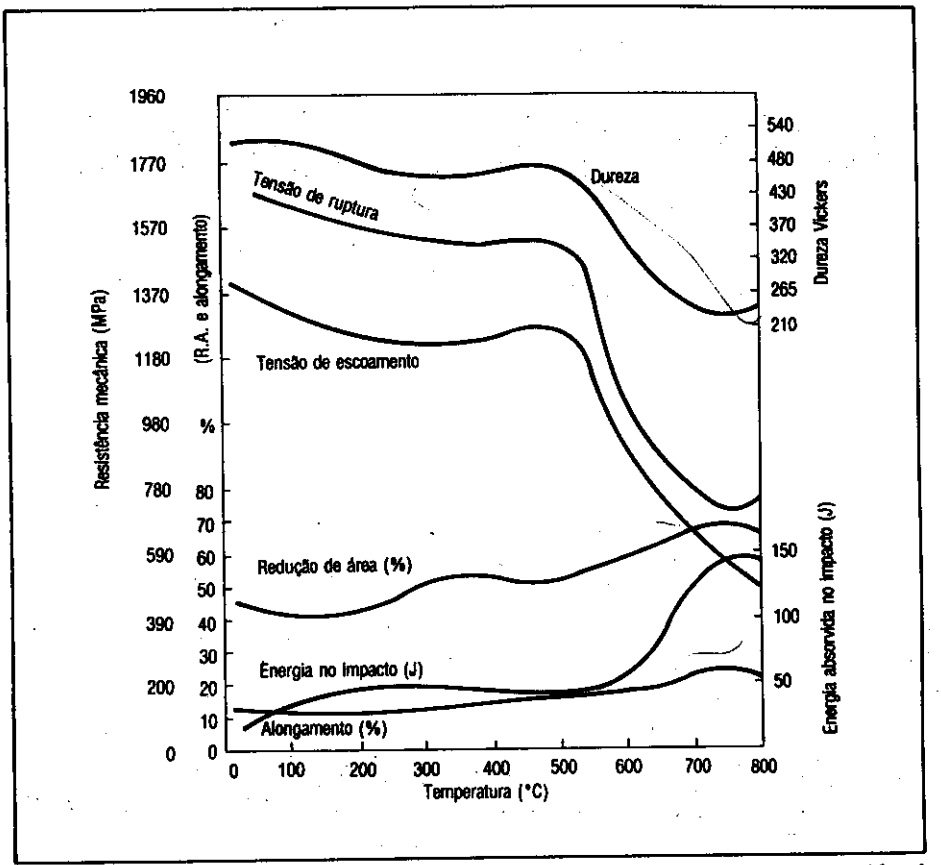


Fig. 5.55 - Efeito do revenimento por 1 hora nas propriedades mecânicas do aço inoxidável 12Cr/1Ni/0,2C. [68].

5.11.5 - Aços maraging

Aços "maraging" são ligas de ferro com baixíssimo teor de carbono (< 0,03%), alto teor de níquel (16 a 26%), além de adições de cobalto (0 a 12,5%), molibdênio (0 a 5,2%), titânio (0,15 a 1,7%) e alumínio (0,05 a 0,15%).

Devido ao baixíssimo teor de carbono, a precipitação de carboneto é eliminada, e no revenimento entre 400 e 500°C formam-se compostos intermetálicos (Ni_3Mo, Ni_3Ti, Fe_2Mo, etc.), os quais causam endurecimento por precipitação.

Esses aços apresentam um alto limite de escoamento (até 2.400MPa), com boa tenacidade, além de fácil usinabilidade, sendo adequados para a fabricação de matrizes, punções, componentes aeroespaciais,etc.

As características destes aços são abordadas em mais profundidade no Capítulo 7.

5.12 - EFEITOS DOS ELEMENTOS DE LIGA NA FORMAÇÃO DA BAINITA [72]

A temperatura de início da formação bainítica (B_i) é reduzida pela adição de elementos de liga, segundo a equação empírica [72]:

$$B_i\,(°C) = 830 - 270\,(\%C) - 90\,(\%Mn) - 37\,(\%Ni) - 70\,(\%Cr) - 83\,(\%Mo)$$

Como visto anteriormente, os elementos de liga atrasam a formação da ferrita e da perlita. Também como estes mesmos elementos abaixam a temperatura de início da formação bainítica, o resultado é que as "baias" de ferrita + perlita e a de bainita são mais separadas nos aços ligados (vide item 2.4, cap. 2). Um dos elementos mais efetivos em separar a reação bainítica é o boro, mesmo em pequenas adições (0,002%). Com isto pode-se obter aços totalmente bainíticos, mesmo em resfriamento contínuo. A vantagem destes aços é que aliam uma boa resistência mecânica à dutilidade sem a necessidade de se empregar tratamentos térmicos posteriores. Essa característica é importante em peças que serão soldadas, pois haverá formação de bainita e não de martensita na ZAC (zona afetada pelo calor).

5.13 - EFEITO DOS PRINCIPAIS ELEMENTOS DE LIGA NOS AÇOS

Na Tabela 5.6 (compilada do livro Aços e Ferros Fundidos, V. Chiaverini [71]) encontram-se sumarizados os efeitos dos principais elementos de liga nos aços.

Elemento	Solubilidade sólida		Influência sobre a ferrita	Influência sobre a austenita (temperabilidade)	Influência exercida através dos carbonetos		Principais funções
	No ferro γ	No ferro α			Tendência formadora de carbonetos	Ação durante o revenido	
Al	1,1% (aumentada pelo C)	36%	Endurece consideravelmente por solução sólida	Aumenta a endurecibilidade moderadamente se dissolvido na austenita	Negativa (grafitiza)	—	1 — Desoxidante eficiente 2 — Restringe o crescimento de grão (pela formação de óxidos ou nitretos dispersos) 3 — Elemento de liga nos aços para nitretação
Cr	12,8% (20% com 0,5%C)	Sem limites	Endurece ligeiramente; aumenta a resistência à corrosão	Aumenta a endurecibilidade moderadamente	Maior que o Mn Menor que o W	Moderada Resiste à diminuição de dureza	1 — Aumenta a resistência à corrosão e à oxidação 2 — Aumenta a endurecibilidade 3 — Melhora a resistência a altas temperaturas 4 — Resiste ao desgaste (com alto C)
Co	Sem limites	75%	Endurece consideravelmente por solução sólida	Diminui endurecibilidade no estado dissolvido	Semelhante ao Fe	Sustenta dureza pela solução sólida	1 — Contribui à dureza à quente pelo endurecimento da ferrita
Mn	Sem limites	3%	Endurece acentuadamente — reduz um tanto a plasticidade	Aumenta a endurecibilidade moderadamente	Maior que o Fe Menor que o Cr	Muito pequena nos teores normais	1 — Contrabalança a fragilidade devida ao S 2 — Aumenta a endurecibilidade economicamente

Tabela 5.6 - Efeitos específicos dos elementos de liga nos aços [71].

Elemento	Solubilidade sólida		Influência sobre a ferrita	Influência sobre a austenita (endurecibilidade)	Influência exercida através dos carbonetos		Principais funções
	No ferro γ	No ferro α			Tendência formadora de carbonetos	Ação durante o revenido	
Si	2% (9% com 0,35% C)	18,5% (não muito alterada pelo C)	Endurece com perda de plasticidade (Mn<Si<P)	Aumenta a endurecibilidade moderadamente	Negativa (grafitiza)	Sustenta a dureza por solução sólida	1 — Desoxidante 2 — Elemento de liga para chapas elétricas e magnéticas 3 — Aumenta a resistência à oxidação 4 — Aumenta a endurecibilidade de aços contendo elementos não grafitizantes 5 — Aumenta a resistência de aços de baixo teor em liga
Ti	0,75% (1% com 0,20% C)	6% ±	Produz sistema encurecível por precipitação em ligas Ti-Fe com alto Ti	Provavelmente aumenta muito a endurecibilidade no estado dissolvido. Os efeitos de carbonetos reduzem-na	A maior conhecida (2% Ti torna aços com 0,5% C não endurecíveis)	Carbonetos persistentes provavelmente não afetados. Algum endurecimento secundário	1 — Reduz a dureza martensítica e a endurecibilidade em aços ao Cr de médio Cr 2 — Impede a formação de austenita em aços de alto Cr
W	6% (11% com 0,25% C)	33%	Idem em ligas W-Fe com alto W	Aumenta a endurecibilidade fortemente em pequenos teores	Forte	Opõe-se à diminuição de dureza por endurecimento secundário	1 — Forma partículas duras e resistentes ao desgaste em aços-ferramenta 2 — Promove dureza e resistência a altas temperaturas
V	1% (4% com 0,20/ C)	Sem limites	Endurece moderadamente por solução sólida	Aumenta muito fortemente a endurecibilidade no estado dissolvido	Muito forte (V<Ti ou Cb)	Máxima para endurecimento secundário	1 — Eleva a temperatura de crescimento de grão da austenita (promove refino do grão) 2 — Aumenta a endurecibilidade (quando dissolvido) 3 — Resiste ao revenido e causa acentuado endurecimento secundário.

Tabela 5.6 - Efeitos específicos dos elementos de liga nos aços (continuação)...

Elemento	Solubilidade sólida		Influência sobre a ferrita	Influência sobre a austenita (endurecibilidade)	Influência exercida através dos carbonetos		Principais funções
	No ferro γ	No ferro α			Tendência formadora de carbonetos	Ação durante o revenido	
Mo	3% (8% com 0,3% C)	37,5%	Produz o sistema endurecível por precipitação nas ligas Fe-Mo	Aumenta a endurecibilidade fortemente (Mo<Cr)	Forte; maior que o Cr	Opõe-se à diminuição de dureza criando a dureza secundária	1 — Eleva a temperatura de crescimento do grão de austenita 2 — Produz maior profundidade de endurecimento 3 — Contrabalança a tendência à fragilidade de revenido 4 — Eleva a dureza a quente, a resistência a quente e a fluência 5 — Melhora a resistência à corrosão dos aços inoxidáveis 6 — Forma partículas resistentes à abrasão
Ni	Sem limites	10% (Sem relação com o teor do carbono)	Aumenta a resistência e a tenacidade por solução sólida	Aumenta a endurecibilidade ligeiramente; mas tende a reter a austenita com C mais elevado	Negativa (grafitiza)	Muito pequena em teores baixos	1 — Aumenta a resistência de aços recozidos 2 — Aumenta a tenacidade de aços ferríticos-perlíticos (sobretudo a baixas temperaturas) 3 — Torna austeníticas ligas Fe-Cr altas em Cr
P	0,5%	2,8% (sem relação com o teor do carbono)	Endurece fortemente por solução sólida	Aumenta a endurecibilidade	Nenhuma	—	1 — Aumenta a resistência de aços de baixo C 2 — Aumenta a resistência à corrosão 3 — Aumenta a usinabilidade em aços usinagem fácil

Tabela 5.6 - Efeitos específicos dos elementos de liga nos aços (continuação)...

Outros elementos de liga não incluídos na tabela são:

Boro

Em teores abaixo de 0,005% aumenta a temperabilidade e resistência mecânica. Acima de 0,005% pode provocar a perda de dutilidade a quente.

Cobre

Em quantidades de até 1,5%, o cobre dissolve-se na ferrita, aumentando a resistência à corrosão atmosférica e a temperabilidade. Acima deste limite, começa a produzir endurecimento por precipitação. De forma geral, teores elevados reduzem a dutilidade a quente.

Zircônio

Forma compostos com oxigênio e enxofre, tornando-os inertes no aço. Pode ser empregado como desoxidante complementar, quando o uso de alumínio é limitado. Como elemento de liga,apresenta os mesmos efeitos do vanádio, aumentando a tenacidade e refinando a estrutura granular.

Selênio

Tem efeitos semelhantes aos do enxofre facilitando a usinagem em aços. As porcentagens deste elemento nos aços de corte fácil ao Se são de 0,15 a 0,20%.

Chumbo

Não forma liga com ferro ou demais elementos e,por conseguinte, não influi nas propriedades do aço, a não ser pelo aumento da usinabilidade.

Nióbio

É empregado em aços inoxidáveis para evitar sensitização (ver Cap. 6). Também é empregado em aços ferramenta, para trabalho a altas temperaturas. A aplicação do nióbio em aços de alta resistência com baixa liga, HSLA (high strength low alloy) é de desenvolvimento e emprego bastante recente. É utilizado em porcentagens de 0,001 até 0,1%, substituindo, às vezes o vanádio ou outros elementos de liga. O desenvolvimento de aços ao nióbio é de grande interesse atualmente, principalmente para o Brasil, que possui a maior reserva de pirocloro (minério de nióbio) do mundo, localizada em Araxá - MG.

5.14 - IMPUREZAS DOS AÇOS [66]

Além dos elementos adicionados propositalmente na fabricação dos aços (elementos de liga), existem outros cuja introdução no aço é decorrente do processo de fabricação. Entre eles pode-se citar: P, S, Mn, Si, Sn, Al, N, O e H.

Fósforo

O fósforo dissolve-se na ferrita, endurecendo-a, ocasionando fragilidade a frio. Isto significa baixa resistência ao choque e baixa tenacidade, o que é acentuado pelo aumento da porcentagem de carbono. Além disto, é um dos responsáveis pelos fenômenos de fragilidade de revenido. Por isso o teor máximo deste elemento é rigorosamente controlado nos aços e situa-se entre 0,005 e 0,1%, dependendo da qualidade desejada e da aplicação a que se destina o aço. Embora o fósforo apresente algumas vantagens, como aumento da resistência ao desgaste e à corrosão, melhoria na usinabilidade dos aços de corte rápido e aumento na resistência mecânica, seus aspectos prejudiciais nos aços predominam, sendo ele considerado como uma impureza.

Enxofre

Quando ocorre a formação de FeS, o enxofre torna os aços frágeis durante os processos de trabalho a quente. O manganês, combinando-se com o enxofre, forma o sulfeto (MnS) e elimina este problema, desde que a relação Mn/S e o teor máximo de S sejam adequadamente controlados.

Em aços de corte rápido adiciona-se enxofre para formar, sob efeito do trabalho a quente, inclusões alongadas. Isso provoca o rompimento dos cavacos na usinagem, prolongando a vida da ferramenta de corte.

Silício

O silício é empregado durante a fabricação do aço como desoxidante (ver Cap. 8). Além disto, aumenta a resistência da ferrita, sem sacrificar a dutilidade e a tenacidade, para porcentagens de até 1%.

Na maioria dos aços, a porcentagem de silício chega até 0,3% no máximo.

Manganês

O manganês é utilizado para controlar os efeitos negativos do enxofre, formando inclusões de MnS, e como desoxidante. Para essas fi-

nalidades sua adição em geral é menor que 1%. Para aços estruturais, teores de até 1,5% são usuais (ver Cap. 6).

Alumínio

É um dos mais efetivos agentes desoxidantes utilizados na fabricação dos aços. Através da formação do nitreto de alumínio, permite o controle do tamanho de grão, porém é necessário um controle rigoroso em sua dosagem, dado que o excesso deste nitreto pode fragilizar o aço [73, 74].

Estanho = Fósforo

Sua presença se deve a chapas soldadas ou estanhadas na sucata, originando superfícies defeituosas e fragilidade no trabalho a quente. Nos aços temperados e revenidos o estanho contribui para a fragilidade de revenido. O estanho tem os mesmos efeitos prejudiciais que o fósforo.

Hidrogênio

Juntamente com o oxigênio e nitrogênio, o hidrogênio contamina o aço durante sua elaboração. Causa fragilização do aço. Pode ser eliminado através da desgaseificação. (Cap. 9).

Oxigênio

O oxigênio tem elevada solubilidade no aço líquido e baixíssima solubilidade no aço sólido. Esta diferença de solubilidade pode conduzir à precipitação de diferentes óxidos durante a solidificação. Quando o CO é formado durante a solidificação tem-se aços efervescentes ou semi-acalmados. Outros óxidos (alumina, silicatos etc.) terão influência como inclusões não-metálicas.

Nitrogênio

Forma nitretos quando combinados com o alumínio, vanádio e cromo, conferindo ao aço uma elevada dureza e grande resistência ao desgaste. Também dissolve-se na ferrita endurecendo-a e pode formar o nitreto de ferro, que também provoca o endurecimento por precipitação. Contribui para a ocorrência de escoamento nítido, prejudicial para chapas para embutimento profundo.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

[1] BAIN, E. C., PAXTON, H. W., *Alloying Elements in Steel*. 2 ed., ASM, Metals Park, 1966, p. 4 a 56.

[2] HONEYCOMBE, R. W. K., *Steels. Microstructure and Properties*. Edward Arnold, London, 1981, p. 55 a 75.

[3] HANSEN, M., *Constitution of Binary Alloys*. 2 ed., McGraw-Hill, New York, 1958, p. 527, 665, 670.

[4] BAIN, E. C., PAXTON, H. W., *Alloying Elements in Steel*. 2 ed., ASM, Metals Park, 1966, p. 57 a 87.

[5] MEI, P. R., FARAH, E. A., *Segregação do nióbio no contorno de grão austenítico*. Anais do VI CBECIMAT, PUC/RJ, Rio de Janeiro, Dezembro de 1984, p. 40.

[6] SHARMA, R. G., PURDY, C. R., *Met. Trans.*, vol. 5, Apr. 1974, p. 939.

[7] GREENBANK, J. C., *JISI*, Dec. 1971, p. 986.

[8] KOYAMA, S. et alii, *J. Japan Inst. Metals*, vol. 35, 1971, p. 1089.

[9] McLELLAN, R. B., DUNN, W. W., *J. Phys. Chem. Solids*, vol. 30, 1969, p. 2631.

[10] McLELLAN, R. B., FARRARO, R., *Acta Met.*, vol. 25, 1977, p. 1217.

[11] McMAHON Jr., C. J., *Met. Trans.*, vol. 11A, Mar. 1980, p. 531.

[12] MEI, P. R., *Efeitos de adição do nióbio na estrutura e propriedades dos aços com médio e alto teor de carbono*. Tese de Doutorado, FEC/UNICAMP, Campinas, SP, 1983, p. 317.

[13] MEI, P. R. et alii, *Partição do nióbio entre a ferrita e a austenita. Anais do 41.º Congresso Anual da ABM*, novembro de 1986, São Paulo, SP, vol. II, p. 47.

[14] AARONSON, H. I., *Trans. Met. Soc. AIME*, vol. 224, Aug. 1962, p. 870.

[15] AARONSON, H. I., *Trans. Met. Soc. AIME*, vol. 236, May 1966, p. 768.

[16] McLELLAN, R. B., *Interstitial solid solutions of iron*. In: *Chemical Metallurgy of Iron and Steel*, ISI, London, 1973, p. 337.

[17] KUROKAWA, S. et alii, *Difusion de Nb em Fe y algunas aleciones de base Fe. 36.º Congresso Anual da ABM*, Recife, 1981.

[18] AARONSON, H. I., LEE, J. K., *Difusional nucleation and growth*. In: *Precipitation Process in Solids*. Russel, R. G., Aaronson, H. I., Eds., AIME, New York, 1978, p. 31.

[19] AARONSON, H. I., *On the problems of the definition and the mechanisms of the bainite reaction*. In: *The Mechanisms of Phase Transformation in Crystalline Solids*, The Institute of Metals, London, 1969, p. 29.

[20] HILLERT, M., *The role of interface in phase transformations*. In: *Precipitation Process in Solids*. Russel, R. C., Aaronson, H. I., Eds., AIME, New York, 1978, p. 231.

[21] HONEYCOMBE, R. W. K., *Metal Science*, Jun. 1980, p. 201.

[22] LUCKE, K., DETERT, K., *Acta Met.*, vol. 5, Nov. 1957, p. 628.

[23] PURDY, G. R., *Acta Met.*, vol. 26, 1978, p. 487.

[24] SHIFLET, C. J. et alii, *Met. Trans.*, vol. 12A, 1981, p. 1743.

[25] BRADLEY, J. R., AARONSON, H. I., *Met. Trans.*, vol. 12A, Oct. 1981, p. 1729.

[26] SERIN, B. et alii, *Mem. Sci. Revue Met.*, France, Jui. 1978, p. 355.

[27] BAIN, E. C., PAXTON, H. M., *Alloying Elements in Steel*. 2 ed., ASM, Metals Park, 1966, p. 62.

[28] MEI, P. R., *Effect of niobium additions on the structure and properties of medium carbon steels*. CPGS dissertation, Univ. of Cambridge, England, June 1981, p. 48-52.

[29] MEI, P. R., BRESCIANI F.º, E., *Solubilidade do nióbio na austenita na presença de Nb (C, N)*. Anais do 38º Congresso Anual da ABM, São Paulo, julho de 1983, vol. 2, p. 367

[30] MEI, P. R., *Efeito de adição do nióbio na estrutura e propriedades dos aços com médio e alto teor de carbono*. Tese de Doutorado, FEC/UNICAMP, 1983, p. 184, 332, 336, 339, 347, 348, 349, 351.

[31] MEI, P. R., BRESCIANI F.º, E., *Efeito de adições do nióbio na dureza e na formação da perlita, Metalurgia*. ABM, vol. 40, nº 323, out. 1984, p. 565.

[32] BAIN, E. C., PAXTON, H. M., *Alloying Elements in Steel*. 2 ed., ASM, Metals Park, 1966, p. 88 a 122.

[33] PELLISSIER, G. E. et alli, *Trans. ASM*, Dec. 1941, p. 1048.

[34] RIDLEY, N. et alii, *Effect of some alloy additions on the kinetics of pearlite growth*. In: *Chemical Metallurgy of Iron and Steel*, ISI, London, 1973, p. 268.

[35] BROWN, D., RIDLEY, N., *JISI*, Sep. 1969, p. 1232.

[36] AL-SALMAN, S. A. et alii, *Acta Met.*, vol. 27, 1979, p. 1391.

[37] NORDBERG, H., ARONSSON, B., *JISI*, Dec. 1968, p. 1263.

[38] MORI, T. et alii, *Tetsu to Hagane*, vol. 54, 1968, p. 763.

[39] BAKER, T. N., *Microalloyed steels*. Sci Prog., Oxford, vol. 65, 1978, p. 493.

[40] IRVINE, K. J. et alii, *JISI*, Feb. 1967, p. 161.

[41] HUDD, R. C., *JISI*, Feb. 1971, p. 121.

[42] KOYAMA, S. et alii, *J. Japan Inst. Metals*, vol. 35, 1971, p. 1089.

[43] STEINEN, A. Von der et alii, *Stahl und Eisen*, vol. 95, 1975, p. 209.

[44] GRAY, J. M., YEO, R. B. G., *Trans. ASM*, vol. 61, 1968, p. 255.

[45] MANDRY, P. et alii, *Revue de Met.*, France, Jui. Aou. 1969, p. 563.

[46] SIMONEAU, R. et alii, *Metal Science*, Aug. 1978, p. 381.

[47] LEBON, A. et alii, *Metal Science*, vol. 9. 1975, p. 36.

[48] HOODENDOORN, T. N. & SPANRAFT, M. J., *Quantifying the effect of microalloying elements on structure during processing*. In: Microalloying 75, Proc. Conf., Union Carbide Corp., New York, 1977, p. 75.

[49] HANSEN, S. S. et alii, *Met. Trans.*, vol. 11A, 1980, p. 387.

[50] OUCHI, C. et alii, *Microstructural changes of austenite during hot rolling and their effects on transformation kinetics*. In: The Hot Deformation of Austenite, Ballance, J., Ed., TMS — AIME, New York, 1976, p. 316.

[51] JONAS, J. J., WEISS, I., *Metal Science*, Mar. Apr. 1979, p. 238.

[52] WATANABE, H. et alii, *Precipitation kinetics of niobium carbonitride in austenite of high-stregth low-alloy steels*. In: *The Hot Deformation of Austenite*. Ballance, J., Ed., TMS-AIME, New York, 1976, p. 140.

[53] AKBEN, M. G. et alii, *Acta Met.*, vol. 29, 1981, p. 111.

[54] WEISS, I., JONAS, J. O., *Met. Trans.*, vol. 10A, jul. 1979, p. 831.

[55] MEI, P. R., *Efeitos de adições de nióbio no crescimento do grão austenítico de aços carbono. Parte I*. Anais do 40º Congresso Anual da ABM, jul. de 1985, Rio de Janeiro, RJ. vol. COMFIT, p. 199.

[56] COLADAS, R. et alii, *Metal Science*, Nov. 1977, p. 507.

[57] MORI, F. Y et alii, *Metalurgia ABM*, vol. 33, nº 241, dez. 1977, p. 743.

[58] MEI, P. R., *Efeitos da adição do nióbio na estrutura e propriedades dos aços com médio e alto teor de carbono*. Tese de Doutorado. FEC/UNICAMP, Campinas, SP, dez. de 1983, p. 307.

[59] MEI, P. R., *Efeitos de adições de nióbio no crescimento do grão austenítico de aços carbono. Parte II*. Anais do 40º Congresso Anual da ABM, jul. de 1985, Rio de Janeiro, RJ, vol. COMFIT, p. 216.

[60] COHEN, M., HANSEN, S. S., *Microstructural control in microalloyed steels*. In: MICON 78, Proc. Conf., Abrams, H. et alii, Eds., ASTM, 1979, p. 34.

[61] GLADMAN, T. et alii, *Structure — property relationships in high-strength microalloyed steels*. In: Microalloying 75, Proc. Conf., Union Carbide Corp., New York, 1977, p. 32.

[62] HONEYCOMBE, R. W. K., *Steels. Microstructure and Properties*. Edward Arnold, London, 1981, p. 211 a 235.

[63] HONEYCOMBE, R. W. K., *Steels. Microstructure and Properties*. Edward Arnold, London, 1981, p. 76 a 105.

[64] BAIN, E. C., PAXTON, H. W., *Alloying Elements in Steel*. 2 ed., ASM, Metals Park, 1966, p. 123 a 181.

[65] HONEYCOMBE, R. W. K., *Steels. Microstructure and Properties*. Edward Arnold, London, 1981, p. 121 a 139.
[66] CHIAVERINI, V., *Aços e Ferros Fundidos*. 4 ed., ABM, São Paulo, 1979, p. 147 a 173.
[67] AMERICAN SOCIETY FOR METALS, *Metals Handbook*, 8 ed., Metals Park, 1961, p. 207, 211, 213.
[68] HONEYCOMBE, R. W. K., *Steels. Microstructure and Properties*. Edward Arnold, London, 1981, p. 140 a 165.
[69] HONEYCOMBE, R. W. K., *Steels. Microstructure and Properties*. Edward Arnold, London, 1981, p. 7.
[70] BAIN, E. C., PAXTON, H. W., *Alloying Elements in Steel*. ASM, Metals Park, 1966, p. 182 a 248.
[71] CHIAVERINI, V., *Aços e Ferros Fundidos*. ABM, São Paulo, 1979, p. 390.
[72] HONEYCOMBE, R. W. K., *Steels. Microstructure and Properties*. Edward Arnold, London, 1981, p. 106 a 120.
[73] CROFT, N. H., et alii, *Metals Technology*, vol. 10, abr. 1983, p. 125.
[74] CROFT, N. H., *Metals Technology*, vol. 10, ago. 1983, p. 285.

CAPÍTULO 6

CLASSIFICAÇÃO E SELEÇÃO DE AÇOS

Os capítulos 6 e 7 tratam da seleção e classificação dos aços e ligas especiais.

Alguns aspectos comuns da seleção e classificação de materiais, em geral, são tratados a seguir, antes de analisar a seleção e classificação dos aços, em particular.

6.1 - CLASSIFICAÇÃO E ESPECIFICAÇÃO

A importância de especificações bem elaboradas para produtos industriais não pode ser subestimada. Especificações corretas conduzem à economia por parte dos produtores e dos compradores, prazos mais curtos de entrega e, principalmente, melhor entendimento entre produtor e cliente. Uma especificação bem elaborada deve deixar claro o que se espera e o que se aceita do produto. Por este motivo, muito esforço vem sendo dedicado por diversas entidades, privadas ou não, a nível nacional ou internacional, no sentido de padronizar as especificações de produtos industriais, especialmente os materiais.

Aços e ligas especiais têm sido classificados de diferentes maneiras ras. São métodos usuais de classificação:

(1) Classificação baseada em características do aço ou liga.
Ex.: Propriedades mecânicas, composição química, etc.

(2) Classificação baseada no emprego do aço ou liga.
Ex.: Aços para ferramentas, para construção mecânica, etc.

Basicamente, selecionada uma determinada composição química de um material, levanta-se, estatisticamente, suas características de emprego: propriedades mecânicas, resistência à corrosão, etc. Tabuladas tais propriedades para diversas ligas, o engenheiro de projeto pode selecionar, em função da aplicação em vista, o material mais adequado. É importante ter em mente, entretanto, que as propriedades e características apresentadas em manuais são médias sobre universos de

amostras amplas. É sempre recomendável um contato com o produtor de aço, no sentido de definir, com maior exatidão, o que se pode esperar do material produzido, segundo determinada especificação. Normalmente, o fabricante fornecerá um julgamento sensato sobre a adequação do material selecionado pelo projetista e poderá, inclusive, opinar quanto à possibilidade do aço ter suas propriedades em uma faixa mais estreita que a citada nos manuais. Também pode fornecer garantias sobre propriedades ou características não constantes da especificação. É importante ter em mente, entretanto, que, normalmente, o material é garantido apenas no que tange à especificação segundo a qual foi comprado.

Dentre as propriedades que podem ser especificadas para um aço ou liga, além das dimensões e tolerâncias, estão:

— composição
— propriedades mecânicas
— tamanho de grão
— temperabilidade
— nível de inclusões
— resistência ao impacto
— propriedades físicas

Entretanto, como o custo do material varia diretamente com o número de propriedades especificadas, uma determinada especificação deve ser aceitável economicamente tanto para o fornecedor como para o cliente. Além disto, há diversas falhas que podem estar presentes em uma especificação:

(1) Ser muito geral — causando aceitação de material inferior ao desejado.
(2) Ser muito restritiva — causando a recusa de material que seria adequado para a aplicação.
(3) Ser baseada em critérios impróprios ou inadequados — Por exemplo, especificar a composição química quando se deseja realmente propriedades mecânicas; ou exigir propriedades mecânicas elevadas de um material cuja principal característica necessária na aplicação seja resistência à corrosão.
(4) Ser impraticável, por exigir material ideal — Por exemplo, especificar ausência total de fósforo e enxofre no aço; ou especificar isenção completa de inclusões não-metálicas.

É importante, então, que o projetista tenha um espírito permanentemente crítico, perguntando-se sempre se está especificando realmente o que é importante, se não está sendo excessivamente restritivo, encarecendo o produto; em suma, se está sendo razoável.

6.2 - SELEÇÃO

A seleção de materiais é uma das tarefas mais complexas, na Engenharia.

Normalmente, para cada aplicação, há um conjunto de requisitos que o material ideal deve satisfazer. Parte da complexidade da seleção de materiais está em tradùzir estes requisitos ou condições de trabalho em características desejadas do material e, adicionalmente, convertê-las em propriedades controláveis através de ensaios ou testes exeqüíveis, a nível de controle da qualidade (testes de aceitação).

Evidentemente, uma limitação constante no processo de seleção de um material é que a adequação ao uso deve ser obtida a custo mínimo.

Assim, exceto nos casos extremamente simples ou em aplicações muito bem conhecidas, a seleção de um material para uma dada aplicação deve ser um processo iterativo.

Neste processo, visa-se correlacionar parâmetros de desempenho (ou propriedades cuja medida é mais difícil ou cara) e características mais facilmente controláveis dos materiais pré-selecionados para a aplicação (como dureza, resistência à tração, etc.) até se encontrar um material otimizado para a aplicação.

Uma vez selecionado o material, seu fornecimento pode ser controlado através destes ensaios tecnológicos, com os requisitos definidos durante o processo iterativo de homologação.

Estas sistemáticas de homologação e qualificação de materiais são rotineiras em aplicações que se relacionam com a segurança de pessoas, tais como vasos de pressão, caldeiras, aeronaves, etc. [1].

6.3 - AÇOS ESTRUTURAIS

Por aços estruturais entende-se, basicamente, vergalhões para reforço de concreto, barras (normalmente em aplicações estáticas) e chapas e perfis para aplicações estruturais.

Nesta classe está o consumo maciço de aços e a relação resistência/preço é, normalmente, fator decisivo na seleção.

Aços para aplicações estruturais corriqueiras são produtos laminados a partir de lingotes de aço efervescente ou semi-acalmado (não desoxidado ou parcialmente desoxidado, vide Capítulo 8), elaborados em conversores.

A seleção deste roteiro de fabricação está intimamente ligada ao custo, pelas seguintes razões:

(1) Os conversores têm, em geral, o menor custo de elaboração.
(2) O uso de desoxidantes é um dos fatores que mais encarece os aços estruturais.
(3) A laminação é o processo que permite maior economia na produção das seções envolvidas.

Obviamente, as propriedades destes materiais estão situadas na região inferior do espectro de propriedades dos aços. Desde que corretamente aplicados, entretanto, são completamente satisfatórios e apresentam máxima economia no uso.

Para estruturas e aplicações de maior responsabilidade, aços de alta resistência e baixa liga vêm sendo extensivamente desenvolvidos nas últimas décadas, como será discutido adiante (vide item 6.4).

Uma vez que os aços desenvolvidos para tais aplicações (como plataformas off-shore, por exemplo) são essencialmente os mesmos empregados na fabricação de vasos de pressão, tanques e tubulações, é conveniente discuti-los também nesta seção.

Além disto, existem aplicações especiais que requerem aços de baixa ou média liga, como aços para reatores nucleares, vasos de alta pressão, mísseis, submarinos, etc. Naturalmente a discussão detalhada da seleção de materiais, para tais aplicações especiais foge ao objetivo deste texto, e é encontrada em publicações especializadas.

Os principais requisitos para aços destinados às aplicações estruturais são [2]:

(1) Tensão de escoamento elevada. A maioria dos códigos de projeto modernos vêm reconhecendo a tensão de escoamento como a propriedade a ser considerada no projeto. O conceito de que uma relação limite de ruptura/limite de escoamento elevada seria necessária para prevenir instabilidade plástica vem sendo substituído pelo uso criterioso do limite de escoamento, como propriedade a ser considerada para prevenir deformação plástica generalizada [3].
(2) Elevada tenacidade. A prevenção da fratura rápida ou catastrófica de estruturas de aço tem merecido atenção especial desde, pelo menos, a Segunda Guerra Mundial [4]. O controle da tenacidade é fundamental na prevenção da fratura rápida ("frágil").
(3) Boa soldabilidade. A alteração das características do material na junta soldada deve ser a menor possível, idealmente, exigindo o mínimo de cuidados operacionais. Esta característica é fundamental para permitir montagens rápidas, simples e confiáveis, bem como o corte por chama.

(4) Boa formalidade. Uma vez que em muitos casos é necessário se utilizar conformação mecânica (dobramento, calandragem, etc.) para se fabricar a estrutura desejada.
(5) Custo mínimo.

É interessante observar que, enquanto critérios de projeto que permitem correlacionar condições de carregamento uniaxial (resultado de ensaios de tração, por exemplo) com o comportamento em condições reais de componentes ou estruturas foram estabelecidos há bastante tempo [5], com resultados bastante satisfatórios, o mesmo não ocorreu com critérios para prevenção de falhas rápidas (catastróficas), em presença de defeitos ou outros concentradores de tensões.

Inicialmente, critérios empíricos foram estabelecidos através de correlações com falhas em serviços. Critérios freqüentemente empregados como 10 ou 35 ft.lbf no ensaio de Charpy V à temperatura de emprego, por exemplo, foram derivados da análise de centenas de fraturas frágeis ocorridas em navios [4] no período de 1940-50.

A análise de vários casos de falha no Naval Research Laboratory, no início da década de 1960 levou Pellini [6] a estabelecer o ensaio para determinação da NDT ("temperatura de dutilidade nula") e os critérios semi-empíricos de NDT + 60°F ou NDT + 120°F como temperaturas seguras contra a fratura frágil.

Através dos conceitos de mecânica da fratura [3] vem sendo possível, nas últimas décadas, o estabelecimento de critérios de projeto que relacionam propriedades do material (tenacidade, resistência) com as tensões aplicadas e os defeitos presentes, com vistas à prevenção da falha catastrófica de estruturas.

6.3.1 - Vergalhões para Concreto

Os vergalhões para concreto armado são especificados segundo a norma NBR 7480, sendo designados CA xx, onde os dois algarismos representam o limite de escoamento mínimo, em kgf/mm² (ex.: CA-25, CA-50, etc.).

Pertencem à duas classes: A — laminados a quente e B — encruados (laminados a frio ou torcidos). É importante notar que, enquanto os CA's da classe A quando soldados não apresentam enfraquecimento, os aços encruados podem recristalizar e sofrer transformações, durante a soldagem, que reduzam seu limite de escoamento.

Para concreto protendido, a NBR 7482 designa os aços CP-xxx, onde os algarismos indicam o limite de ruptura em kgf/mm², havendo 3 classes:

A — laminado a quente, B — encruado e C — temperado. Novamente deve-se observar os possíveis efeitos negativos da soldagem nas classes B e C.

É sempre recomendável, entretanto, quando se deseja soldar vergalhões, obter a composição química do material, para verificar sua soldabilidade.

6.3.2 - Chapas e Perfis Estruturais

Chapas e perfis são, em geral, fornecidos pelas grandes siderúrgicas, ou fabricados (no caso de perfis dobrados ou soldados) a partir de materiais desta procedência. Perfis são especificados de acordo com as normas NBR 7007 (aços para perfis laminados...), NBR 6109 (cantoneiras de abas iguais) e NBR 6352 (cantoneiras de abas desiguais), entre outras. No caso de perfis e chapas laminados, as grandes siderúrgicas os fornecem de diversas resistências. É importante ter-se em mente que a plasticidade para conformação a frio é uma propriedade que merece cuidados especiais. Sempre que se desejar aço estrutural para posteriores dobramentos, é conveniente contactar o fornecedor, verificando especialmente a adequação do material à operação desejada. É importante especificar também o sentido do dobramento — longitudinal ou transversal — de vez que a anisotropia destes materiais é bastante elevada, em decorrência do próprio processo de elaboração. É conveniente, em casos de dúvida, conduzir-se testes.

No caso de perfis fabricados (soldados ou dobrados), é necessário certificar-se da capacidade do fornecedor de produzir soldas com o nível de qualidade desejado, seus métodos de inspeção, etc. Novamente, neste caso, é necessário que o projetista mantenha alerta seu bom-senso. Em aplicações de pouca importância, onde o custo é o fator dominante, não há sentido em se exigir inspeção das soldas, por exemplo.

6.4 - AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA E BAIXA LIGA (ARBL)

A classificação de aços como de "Alta Resistência e Baixa Liga" é bastante genérica e, freqüentemente, conduz a mal entendidos.

Há uma superposição natural entre o conceito de aços ARBL e classificações baseadas no emprego, isto é, aços ARBL são empregados como aços estruturais, aços para embutimento, aços para tubulações, vasos de pressão, etc.

Além disto, alguns destes aços têm sido agrupados em famílias em função de alguma característica comum, como: aços bi-fásicos (dual-

phase), aços de perlita-reduzida (reduced-pearlite), aços laminados controladamente, aços "spray-quenched",etc.

Evidentemente, todas as classificações ou agrupamentos são válidos ou úteis dentro de determinadas condições; é importante, entretanto, não se deixar confundir pelas diversas nomenclaturas,pois assim como o próprio "nome" dado ao aço, elas não podem alterar suas propriedades e características. Estas decorrem, fundamentalmente, de sua composição química, processamento e, conseqüentemente, estrutura (macro e micro), e não dependem da "etiqueta" que se coloca no produto.

As últimas décadas viram grandes desenvolvimentos na tecnologia dos aços ARBL (ou HSLA, em inglês). Estes desenvolvimentos foram baseados, em sua maioria, na compreensão da correlação entre propriedades e microestrutura.

Historicamente, pontos notáveis da evolução destes aços, segundo Pickering [2], são:

Inicialmente, o projeto de estruturas era baseado no limite de ruptura e o carbono era o principal elemento de liga. Apesar do baixo custo, tenacidade e soldabilidade eram baixas.

O advento da soldagem exigiu a redução do teor de carbono. Para manter a resistência, o teor de manganês foi aumentado.

Falhas catastróficas de estruturas soldadas levaram ao reconhecimento da importância do controle da tenacidade. Ao mesmo tempo, os critérios de projeto passaram a dar mais importância ao limite de escoamento (ver item 6.3). O teor de C foi reduzido ainda mais, mantendo-se o teor de Mn elevado. A importância do tamanho de grão na resistência e tenacidade (ver Capítulo 3) foi reconhecida.

Aços de grão-fino (com adições de AlN, por exemplo) foram desenvolvidos. A vantagem associada a estas adições é obtida na condição normalizada. Limites de escoamento da ordem de 300 MPa e temperaturas de transição abaixo de 0°C foram obtidos.

Aumentos adicionais do limite de escoamento passaram a ser obtidos nos aços de grão fino, através de endurecimento por precipitação (Carbonetos de vanádio, nióbio e titânio).

Posteriormente, o reconhecimento da importância do tamanho de grão na resistência e na tenacidade levou à pesquisa de meios de se obter grãos cada vez mais finos.

Um processo qùe permita obter, durante a laminação, austenita de grão fino e, eventualmente, encruada, favorece, naturalmente, a nucleação de ferrita no resfriamento e resulta em microestruturas de grão extremamente fino (ver Capítulo 3).

Para se atingir estas condições, tratamentos termomecânicos em

que deformações significativas são realizadas a temperaturas inferiores à temperatura de recristalização do material, são necessários.

Devido à baixa temperatura de recristalização dos aços C-Mn, para estes aços isto só é possível com laminadores de alta potência [7]. Uma alternativa é o uso de elementos microligantes, como o Nb que, dissolvidos na austenita ou precipitados como carbonitretos, aumentam a temperatura de recristalização, e retardam o crescimento do grão austenítico [2] (ver Cap. 5).

Tais tratamentos termomecânicos permitem o aproveitamento máximo dos elementos de liga/microliga e, corretamente empregados, conduzem a excelentes combinações de propriedades mecânicas e tecnológicas. Aços assim produzidos vêm sendo extensivamente utilizados em diversas aplicações, como tubulações (oleodutos, gaseodutos) construção naval, vasos de pressão, etc. [7].

É evidente que esta evolução metalúrgica dos aços estruturais ocorreu e vem ocorrendo visando a atender os requisitos descritos anteriormente.

Assim, algumas condicionantes importantes desta evolução são:

— Procura de mecanismos capazes de conduzir a maior refino de grão uma vez que isto conduz, simultaneamente, a aumento da tenacidade e do limite de escoamento (Fig. 6.1).

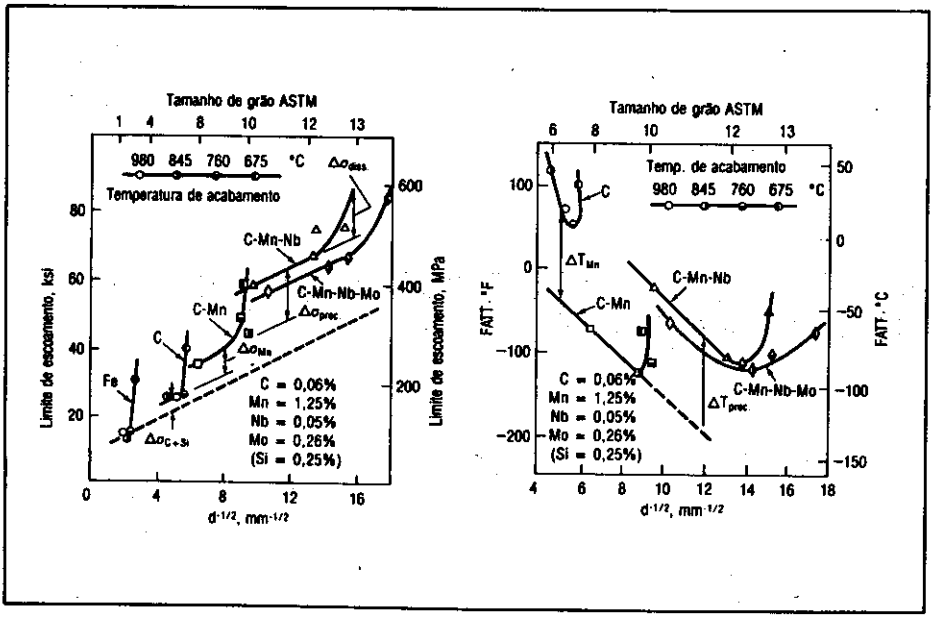


Fig. 6.1 - a) Efeito do tamanho de grão no limite de escoamento/limite de ruptura de aços ARBL laminados a quente [8].
b) Efeito do tamanho de grão na temperatura FATT (50% fratura dútil) de aços ARBL laminados a quente [8].

— Melhoria da soldabilidade, através de redução do carbono equivalente (que expressa, de forma simplificada a tendência à formação de martensita e, conseqüentemente, possibilidade de trincas a frio) e controle da evolução da microestrutura da zona afetada pelo calor (veja [9]), através, por exemplo, do controle judicioso do teor de microligas e do carbono e nitrogênio presentes, capazes de reprecipitar na ZAC (zona afetada pelo calor), reduzindo sua tenacidade.
— Melhoria da tenacidade, de forma geral, e formabilidade, bem como busca da isotropia da dutilidade. O controle da quantidade e forma das inclusões não-metálicas é fundamental neste aspecto (ver Capítulo 9).

O complexo balanço entre estas várias propriedades e o desejo crescente de aproveitá-las ao máximo, assim como a variedade de modos de atingí-las (do ponto de vista metalúrgico), recomenda que cada aplicação crítica seja discutida antecipadamente com o fabricante do aço, que deve poder aconselhar sobre as melhores condições de emprego e processamento de cada aço.

A conveniência de testes preliminares de qualificação/homologação deve ser aqui ressaltada, especialmente quando se considera propriedades relativamente subjetivas como soldabilidade e/ou formabilidade.

6.5 - AÇOS PARA EMBUTIMENTO E ESTAMPAGEM

Estas operações de conformação a frio podem variar grandemente em severidade, desde um dobramento com raio várias vezes superior à espessura da chapa até embutimentos complexos, com repuxamentos severos, como no caso de diversas peças de carrocerias de automóveis. Além disto, dependendo do acabamento desejado na peça, estrias e outros defeitos superficiais podem não ser aceitáveis. Associa-se a estas operações graus de severidade, enquanto as siderúrgicas fornecem chapas em grupos de diferentes resistências ao embutimento. Apesar de diversos testes terem sidos desenvolvidos para determinar o grau de estampabilidade aceitável pelo material (Ex.: Testes de Copo: Olsen, Erichsen), é bastante difícil correlacionar a severidade do teste com a severidade da operação. Em geral, a seleção pode ser baseada na experiência do projetista, seguida de testes visando determinar o material de custo mínimo capaz de aceitar a deformação do processo.

Adicionalmente, o desenvolvimento de conceitos como o Diagrama Limite de Conformação [10] vem permitindo uma análise mais

sistemática destas operações e uma melhor caracterização do comportamento do material.

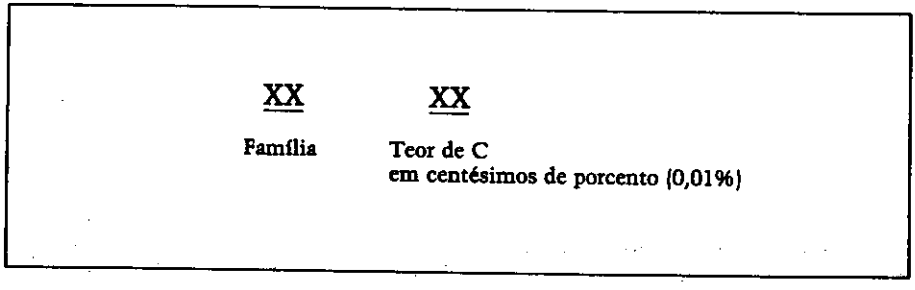
Para uma análise detalhada da aplicação deste diagrama, bem como dos fatores que influenciam a seleção de aços para estas aplicações veja a referência [10].

6.6 - AÇOS PARA CONSTRUÇÃO MECÂNICA

Enquanto aços estruturais são normalmente fornecidos para atender a requisitos mecânicos (com alguns limites de composição química com vistas a soldabilidade, por exemplo), aços para construção mecânica são usualmente fornecidos para atender faixas de composição química.

6.6.1 - O Sistema ABNT

O sistema de classificação de aços empregado pela ABNT (NBR 6006) é basicamente o mesmo usado pelo AISI (American Iron and Steel Institute) e pela SAE (Society of Automotive Engineers). Nestes sistemas, os aços são divididos em grupos principais e, dentro destes grupos, em famílias de características semelhantes (Tabela 6.1 e 6.2). Estas famílias são designadas por conjuntos de algarismos, em geral 4, da seguinte forma:



Assim, um aço 4340, é um aço da família 43, isto é, com 1,8% Ni, 0,80% Cr, 0,25% Mo e com 40 centésimos de porcento de C, isto é, 0,40% C.

Além dos algarismos, são empregadas letras na classificação, principalmente "H", após os algarismos, que indica temperabilidade assegurada e "B" entre os dois grupos de dois algarismos que indica a presença de boro, para aumento da temperabilidade. Por exemplo, um aço 8620H é um aço com resposta ao tratamento térmico mais consistente que o 8620, sendo que suas propriedades se situam na parte superior da faixa de dureza do 8620. Do mesmo modo, o aço 10B46, é essencialmente um aço 1046 (aço carbono com 0,46% C) ao qual adi-

ciona-se um mínimo de 5 ppm de boro, que melhora a temperabilidade. Nos casos dos aços inoxidáveis e aços-ferramenta, os algarismos finais não representam o teor de carbono. Para aços inoxidáveis (NBR 5601) da série 3xx, a letra L após os algarismos indica carbono extra-baixo, com melhores características de resistência à corrosão.
aços que são, comercialmente, mais comuns, como por exemplo: aços que sao comercialmente mais comuns. São exemplos típicos: 8620, 8640, 4140, 4340, 1045, 3310, 9315, 52100, 304, 410, 420. É claro que, ao projetar uma peça que requererá pequena quantidade de aço e será fabricada com pouca freqüência, deve ser dada preferência a um dos aços comercialmente mais comuns, pois são estes aços que se encontram, em geral, em estoque no produtor. Assim, as chances de se obter o material em curto prazo, por preço razoável, aumentarão bastante. Por outro lado, na especificação de um aço para peças a serem produzidas em série, em grandes quantidades, é conveniente selecionar o material realmente necessário, evitando excessos (especificar aços com teores de elementos de liga superiores aos necessários, por exemplo) que, certamente, aumentarão os custos da produção seriada.

A partir de 1975, num esforço para estabelecer um sistema único para a designação de metais e ligas, a ASTM e a SAE passaram a publicar o UNS (Unified Numbering System).

Neste sistema (ASTM E 527), um prefixo de um letra é seguido por cinco algarismos. A letra dá uma indicação da família do metal ou liga indicado e os algarismos identificam a liga específica.

Para os aços normalizados pela SAE, o UNS tentou manter o mesmo código numérico.

- Aços ao carbono
- Aços de alta resistência e baixa liga (ARBL)
- Aços para construção mecânica (ou baixa liga)
- Aços Ferramenta
  - Aços rápidos
  - Aços para trabalho a quente
  - Aços indeformáveis
  - Aços resistentes ao choque
  - Etc.
- Aços inoxidáveis
  - Martensíticos
  - Ferríticos
  - Austeníticos

Tabela 6.1 - Grupos principais de aços.

Aços Carbono		
10xx	Aço Carbono	
11xx	Aço Carbono Ressulfurado (corte fácil)	
12xx	Aço Carbono Ressulfurado e Refosforado (corte fácil)	
Aço de Baixa Liga (Construção Mecânica)		
13xx	Mn 1.75	
23xx	Ni 3.5	
25xx	Ni 5.0	
31xx	Ni 1.25 Cr 0.65	
33xx	Ni 3.50 Cr 1.55	
40xx	Mo 0.25	
41xx	Cr 0.50 ou 0.95, Mo 0.12 ou 0.20	
43xx	Ni 1.80, Cr 0.50 ou 0.80, Mo 0.25	
46xx	Ni 1.55 ou 1.80, Mo 0.20 ou 0.25	
47xx	Ni 1.05, Cr 0.45, Mo 0.20	
48xx	Ni 3.50, Mo 0.25	
50xx	Cr 0.28 ou 0.40	
51xx	Cr 0.80 a 1.05	
5xxxx	Cr 0.50 ou 1.00 ou 1.45, C 1.00	
61xx	Cr 0.80 ou 0.95, V 0.10 ou 0.15 min	
86xx	Ni 0.55, Cr 0.50 ou 0.65, Mo 0.20	
87xx	Ni 0.55, Cr 0.50, Mo 0.25	
92xx	Mn 0.85, Si 2.00	
93xx	Ni 3.25, Cr 1.20, Mo 0.12	
98xx	Ni 1.00, Cr 0.80, Mo 0.25	
Aços Inoxidáveis (Resistentes ao calor e à corrosão)		
2xx	Cr, Ni, Mn	Austenítico
3xx	Cr, Ni	Austenítico
4xx	Cr	Ferrítico
4xx	Cr	Martensítico
5xx	Baixo cromo-resist. ao calor	

Tabela 6.2 - Classificação ABNT
(Aços ferramenta exclusive; ver tabela 6.7)

6.6.2 - Seleção baseada na temperabilidade

Ao selecionar-se aços para determinada aplicação, raramente todas as propriedades terão a mesma importância. O problema consiste em determinar quais propriedades são importantes e, em seguida, selecionar material que tenha tais propriedades a menor custo. Para determinação das propriedades necessárias usam-se os cálculos — baseados na resistência de materiais, as experiências anteriores com peças semelhantes, e os testes práticos dos conjuntos (veja item 6.2).

Quando a resistência ou a combinação de resistência e tenacidade exigidas em uma peça não podem ser atingidas pelos aços como forjados, recozidos ou normalizados, emprega-se, como visto anteriormen-

te, a têmpera e o revenimento. Da mesma forma, peças que poderiam ser produzidas em aços simplesmente normalizados, podem se tornar mais leves (devido ao aumento de resistência) empregando-se aços temperados e revenidos.

Na seleção de aços para tratamento térmico, a propriedade mais importante é a temperabilidade. Não se deve confundir temperabilidade com dureza máxima na têmpera, que é função do teor de carbono. Além disto, no projeto de peças temperadas, emprega-se a dureza como indicador da resistência mecânica (Fig. 6.2). A dureza só é necessária, como propriedade, nos casos em que o fator mais importante no projeto é a resistência ao desgaste. Neste caso, deve-se escolher aços tratados de modo a atingir 100% de martensita na superfície e a maior dureza possível. É importante lembrar que, numa peça, o centro e a periferia esfriarão a velocidades diferentes, apresentando propriedades diferentes (Cap. 2). A medida da temperabilidade é feita através de ensaios tecnológicos, dentre os quais o mais empregado é o ensaio Jominy (ASTM A255, Fig. 6.3).

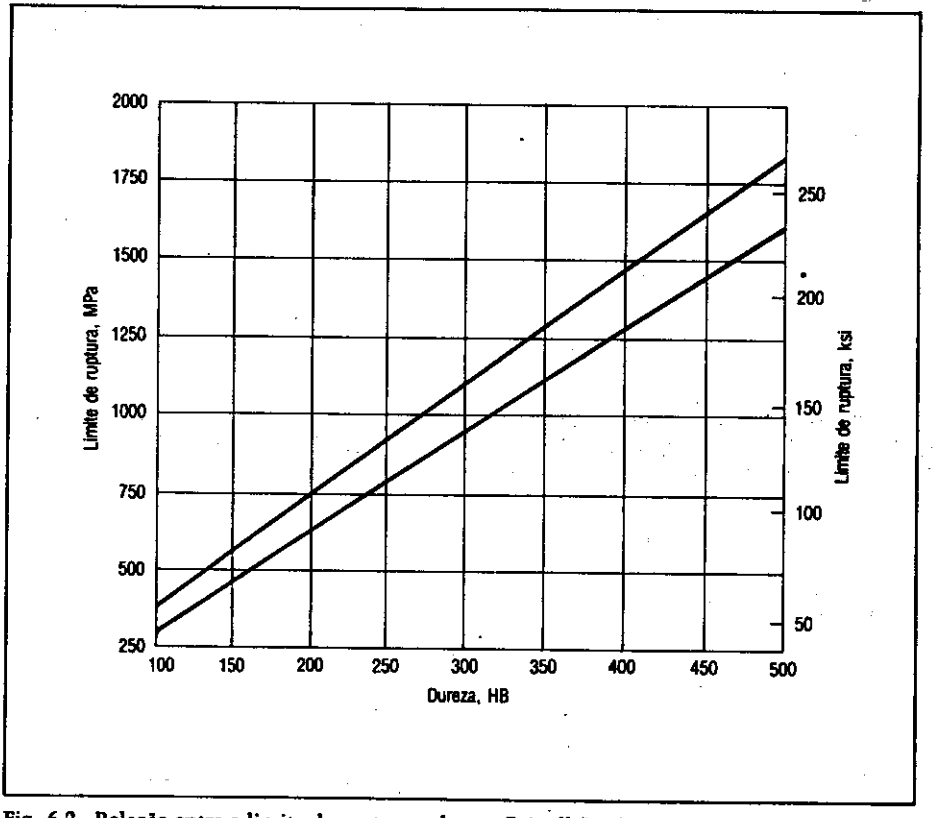


Fig. 6.2 - Relação entre o limite de ruptura e dureza Brinell (HB) paa aços nas condições: temperado e revenido, normalizado ou como laminado [11]. -

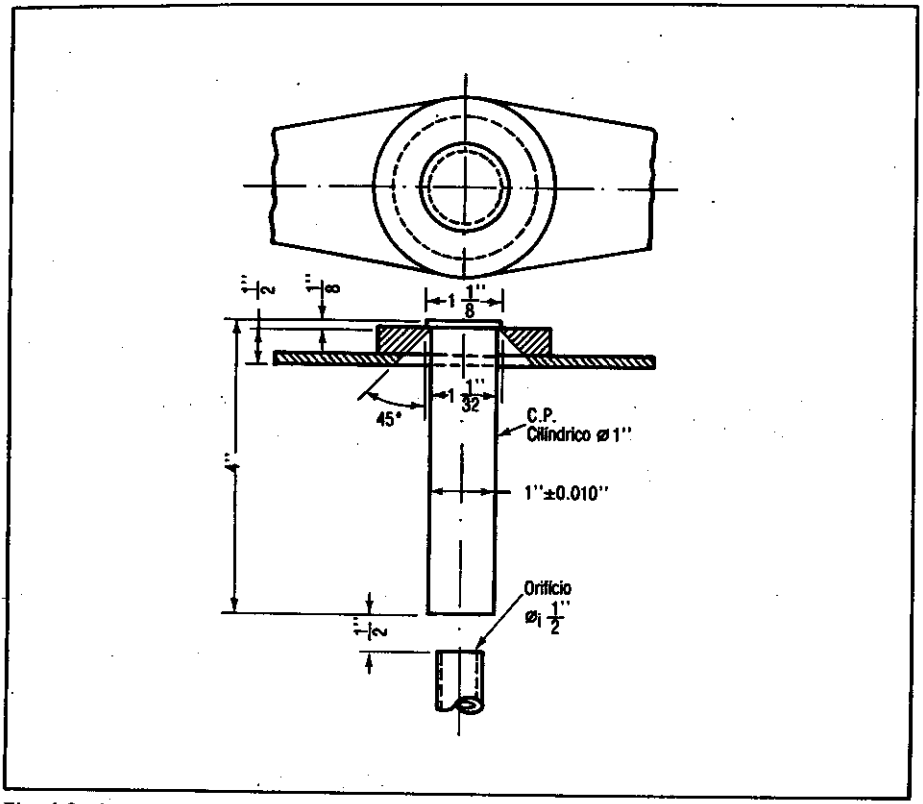


Fig. 6.3 - Arranjo para a realização do ensaio Jominy, conforme ASTM A255. (As condições de austenitização do cp, bem como o tempo de transferência do forno até o suporte e a altura do jato de água (livre) a partir do orifício são padronizados pela norma).

Para relacionar os resultados destes ensaios com aplicações práticas, certas correlações devem ser feitas, levando em conta a severidade do meio de têmpera e a seção transversal da peça a ser temperada. Na Tabela 6.3 são apresentados os valores do fator de severidade de têmpera, a ser empregado em conjunto com as Figuras 6.2 a 6.8, para o ensaio Jominy.

Com estes dados, levantados a partir de cálculos de transmissão de calor e verificações experimentais, é possível correlacionar determinada posição em uma barra com o ponto no corpo-de-prova Jominy que terá resfriamento equivalente ou a mesma estrutura.

Para barras quadradas ou hexagonais (exceto em aplicações extremamente críticas) as Figuras 6.4 a 6.8 podem ser usadas. Para placas de relação largura/espessura até 4/1 estas figuras podem ser empregadas, considerando o diâmetro equivalente como 1,4-1,5 vezes a menor dimensão da seção.

Placas resfriam consideravelmente mais devagar e a Fig. 6.9 deve ser usada.

Para outras geometrias, correlações como as da norma SEW 550 (Stahl — Eisen Werkstoffblatt, VDEh) podem ser empregadas.

H	CONDIÇÕES DE TÊMPERA
0.20	Óleo sem agitação
0.35	Óleo moderadamente agitado
0.50	Óleo bem agitado
0.70	Óleo violentamente agitado
1.00	Água sem agitação
1.50	Água fortemente agitada
2.00	Salmoura sem agitação
5.00	Salmoura fortemente agitada

Tabela 6.3 - Severidade de têmpera (H) para diversos meios.

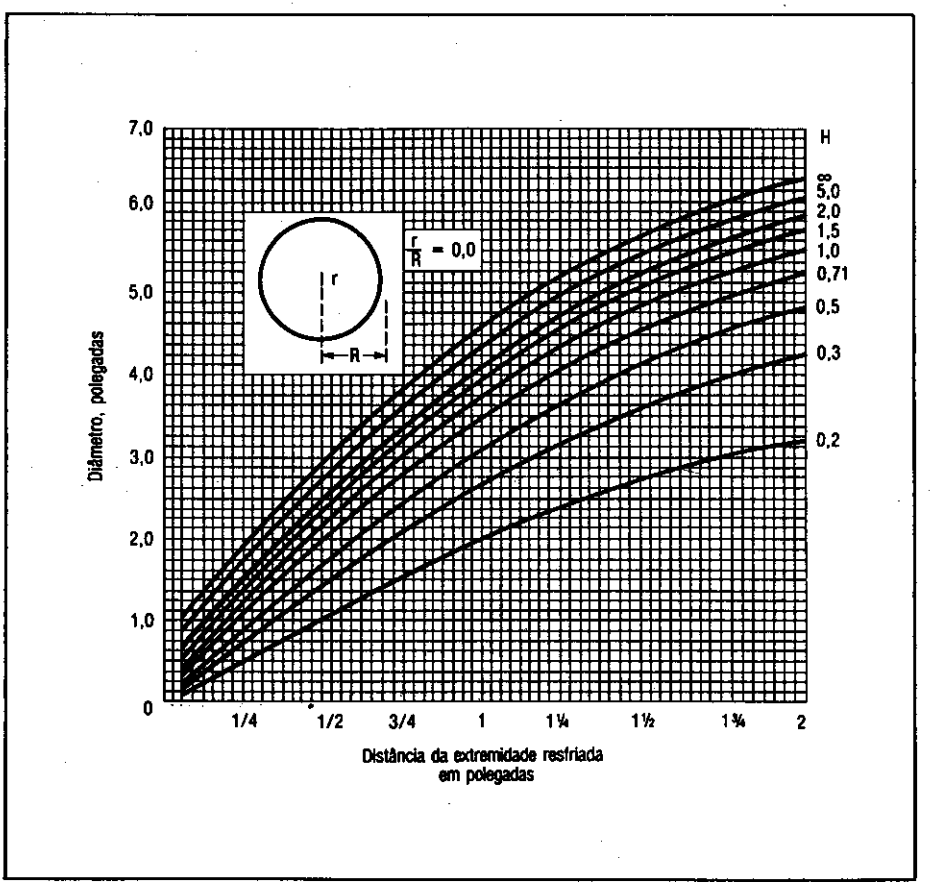


Fig. 6.4 - Correspondência Jominy — Centro de barras temperadas [12].

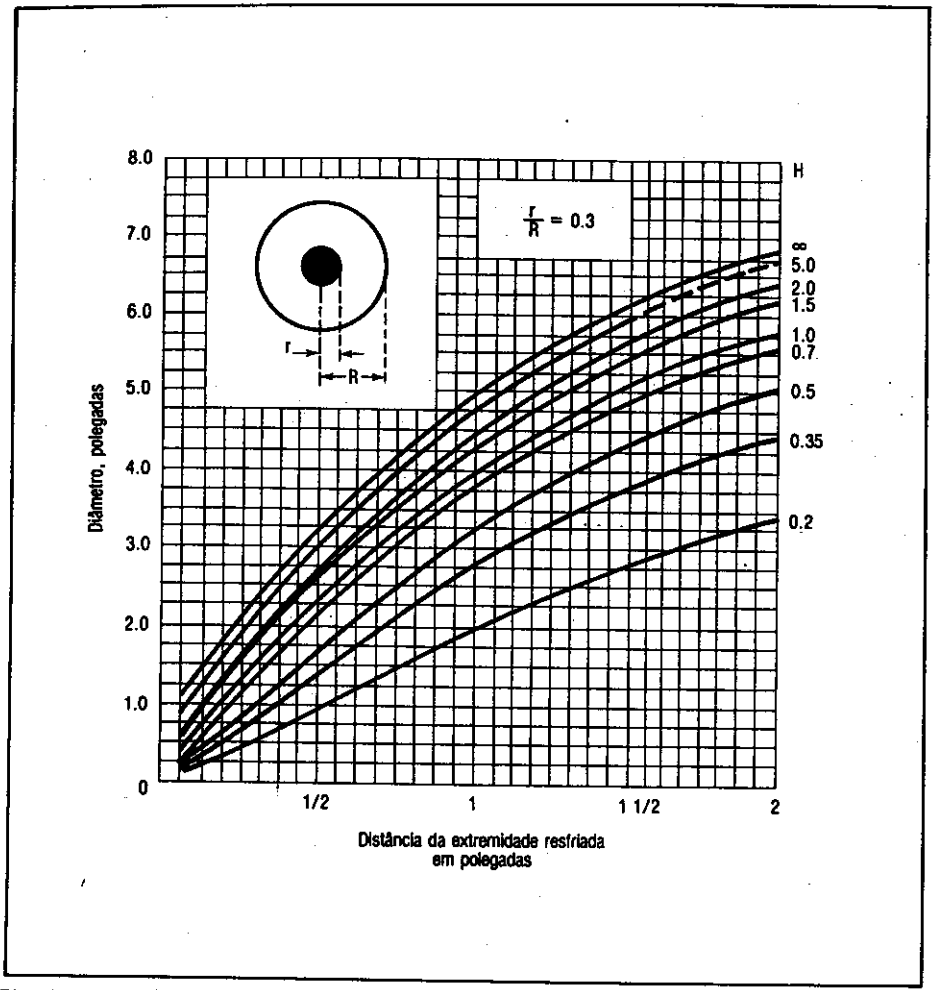


Fig. 6.5 - Correspondência Jominy — 30% do raio [12].

Exemplo 1: Qual a distância Jominy equivalente ao centro de uma barra redonda, com diâmetro de 2'', temperada em água sem agitação? (Isto é, qual ponto do corpo de prova Jominy tem uma curva de resfriamento equivalente ao centro da barra citada?):

Solução:

- Severidade de Têmpera H = 1 (Tabela 6.3)
- H = 1 e Ø = 2'', na Figura 6.4, temos 15/32'' para distância da extremidade temperada.
- Como os pontos no ensaio Jominy são espaçados de 1/16'', a resposta é entre 7/16'' e 8/16''.

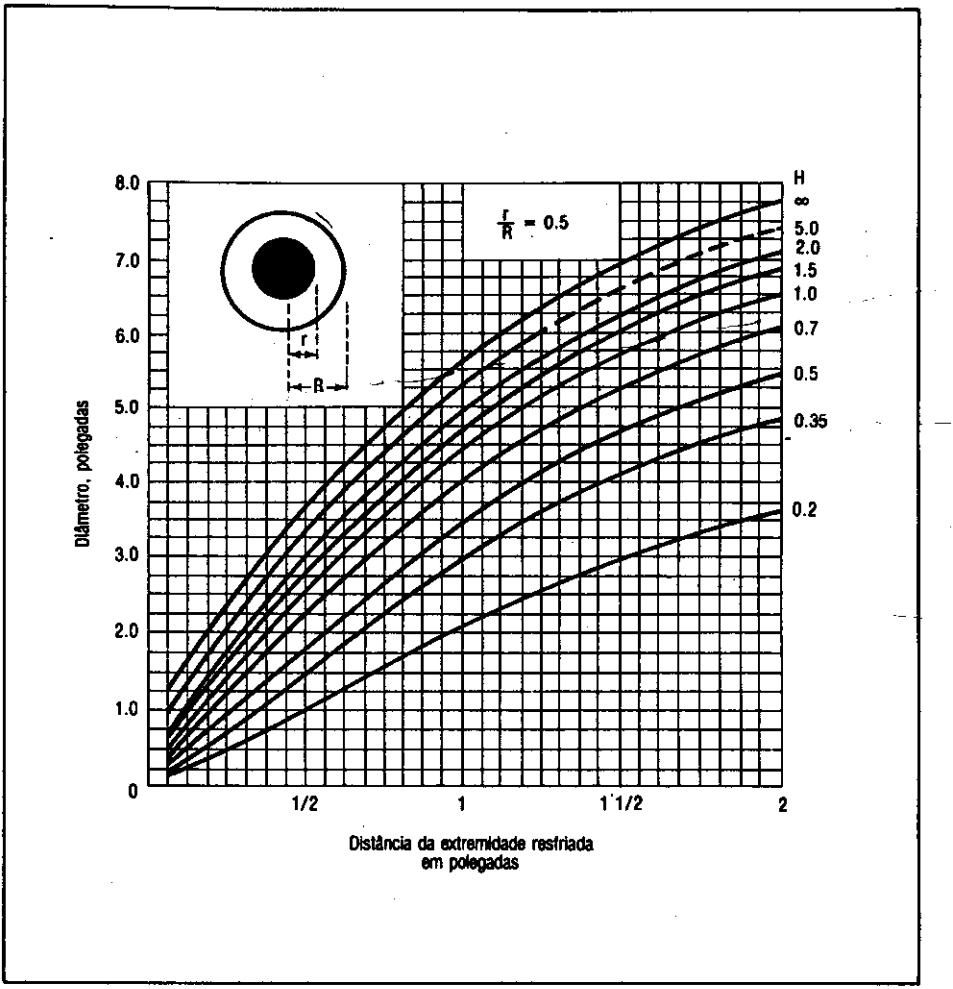


Fig. 6.6 - Correspondência Jominy — 50% do raio [12].

Assim, se desejarmos uma determinada estrutura (ou dureza) no centro de uma barra Ø 2'', após têmpera em água, devemos procurar um aço que atinja esta dureza (estrutura) no ensaio Jominy, a 15/32'' de extremidade resfriada. É claro, portanto, que se desejarmos selecionar aços utilizando este sistema, precisamos dispor de levantamentos de curvas Jominy para a maior quantidade possível de aços. Tais curvas encontram-se no Apêndice A.

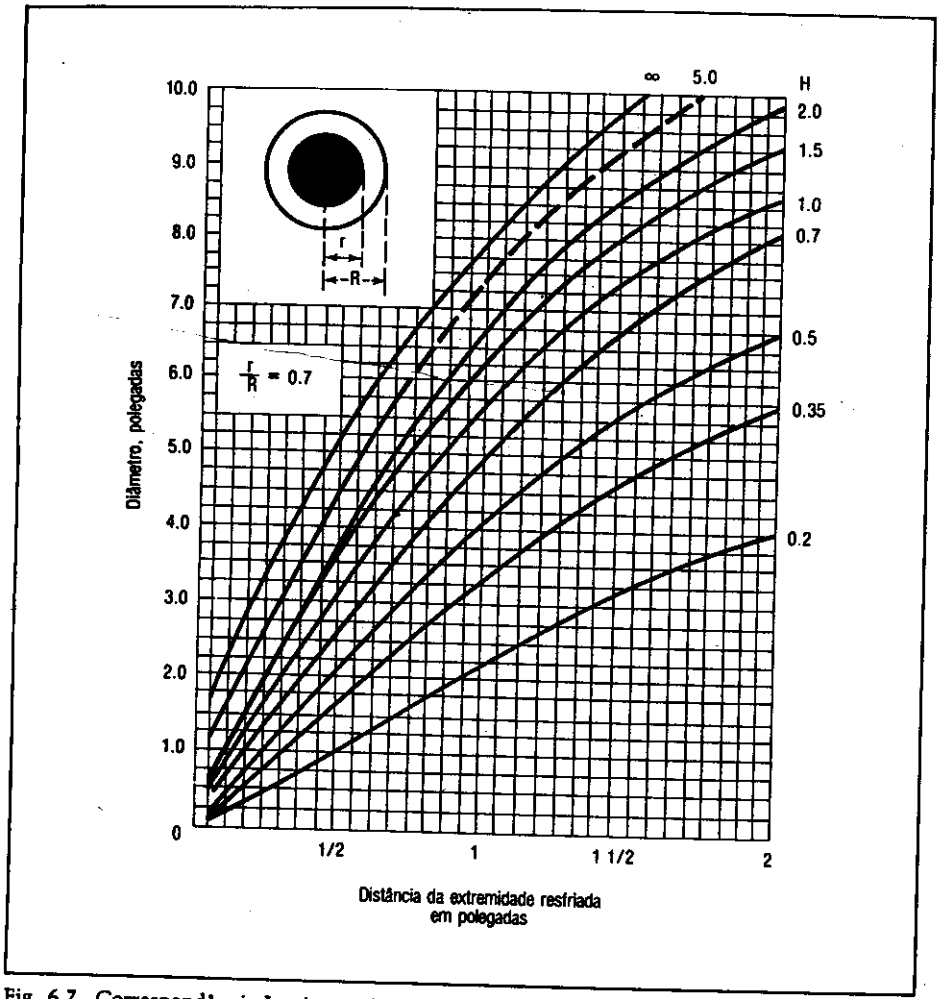


Fig. 6.7 - Correspondência Jominy — 70% do raio [12].

6.6.2.1 - Porcentagem de Martensita na Microestrutura

Como exposto anteriormente, a menos que a peça vá trabalhar em condições em que a resistência ao desgaste é fundamental, a dureza interessa ao projetista indiretamente, isto é, para estimar a resistência da peça. No Capítulo 2, foi visto que a dureza da martensita é função do teor de carbono. É possível, portanto, se obter a mesma dureza em dois aços de teor de carbono diferentes. Apresentando o problema de outra forma, dois aços de teor de carbono diferentes, temperados para atingir a mesma quantidade de martensita na estrutura, apresentarão durezas diferentes. É claro que a porcentagem de marten-

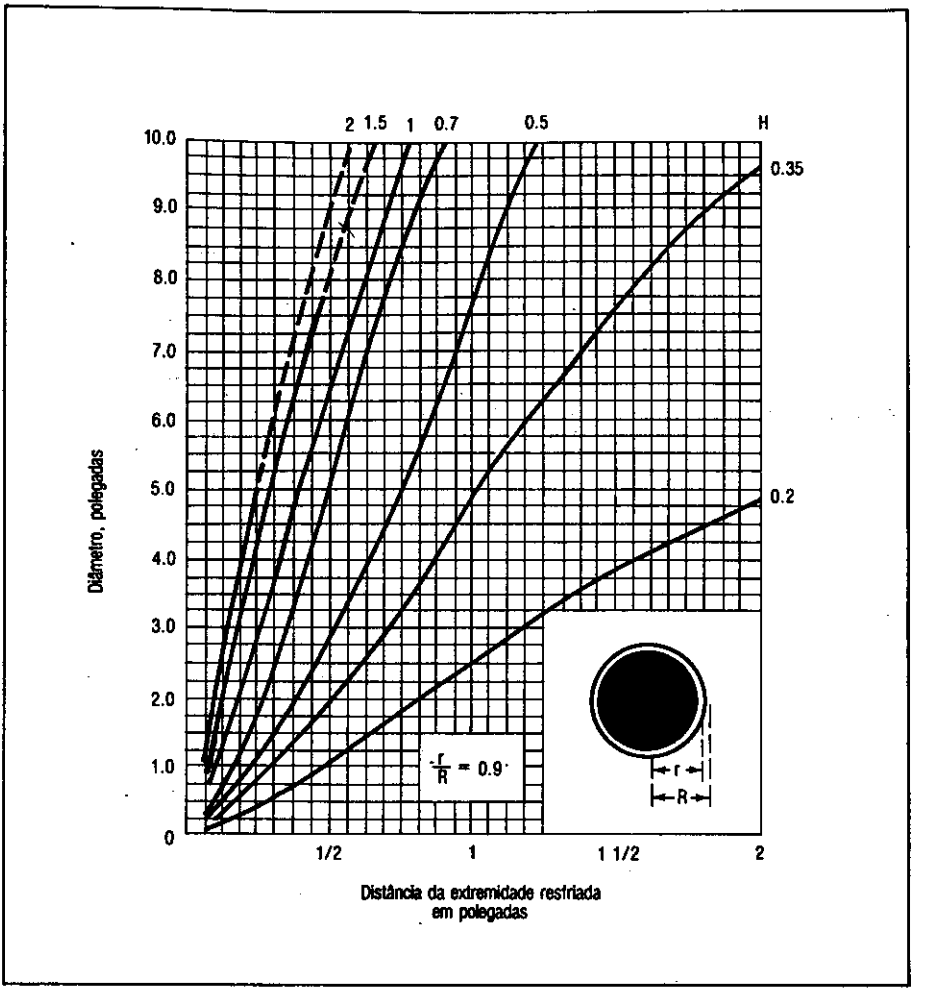


Fig. 6.8 - Correspondência Jominy — 90% do raio [12].

sita a ser atingida a uma determinada profundidade na peça, está intimamente ligada à temperabilidade, de modo que, quanto mais alta, tanto maior será a temperabilidade necessária

A porcentagem de martensita necessária em determinada peça, depende fundamentalmente da aplicação. A SAE recomenda [11], para peças sujeitas a altas solicitações e a flexão, que a estrutura de têmpera produza 90% ou mais (considerado têmpera total) de martensita a 3/4 do raio de peça. Para garantir isto, freqüentemente, a dureza a meio-raio é especificada. Por outro lado, peças com solicitações de flexão moderadas podem ter 80% de martensita a 3/4 do raio [13].

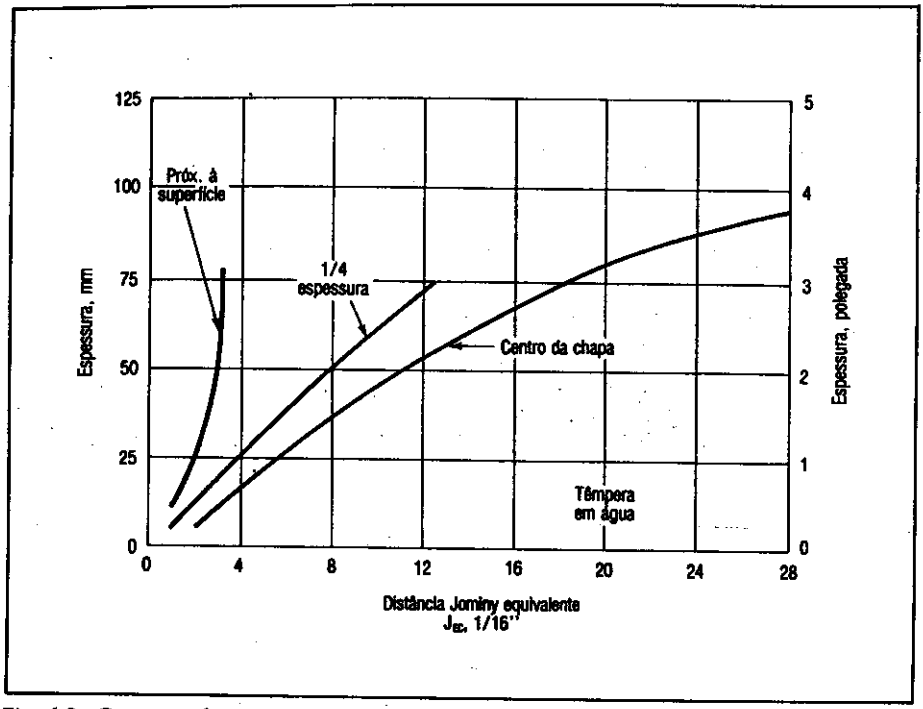


Fig. 6.9 - Correspondência Jominy — Chapas temperadas em água [11].

Em peças sujeitas à tração, compressão ou cisalhamento, em que toda a seção é solicitada uniformemente, em caso de dúvidas, deve-se garantir as propriedades no centro da peça. Assim, garante-se a resistência total da seção. Um erro muito comum em peças sujeitas à tração, é o projetista especificar, na superfície, dureza correspondente à resistência desejada para a seção. Como, em função da temperabilidade, a dureza em direção ao centro decrescerá, a resistência média da peça ficará abaixo da necessária.

No caso de peças em que a resistência à fadiga é fundamental, prefere-se uma estrutura martensítica, por ser uma estrutura de melhor resistência ao ciclamento.

6.6.2.2 - Teor de Carbono no Aço

A Figura 6.10 apresenta, para diferentes porcentagens de martensita na estrutura, a dureza após a têmpera em função do teor de carbono do aço.

Como se vê, há necessidade de se definir o teor de carbono desejado, de vez que, acima de um determinado valor, variando-se o reveni-

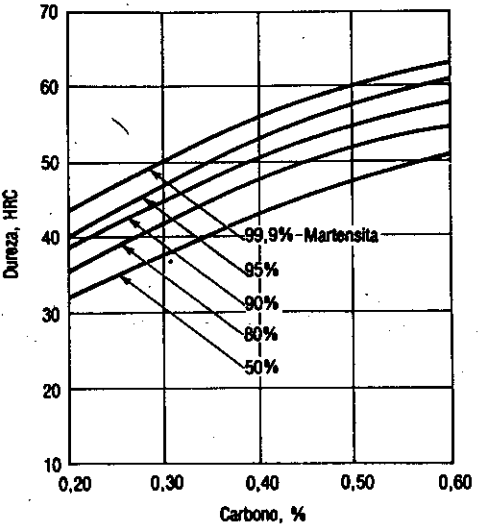


Fig. 6.10 - Dureza atingida pelo aço após têmpera, em função do teor de carbono e percentagemo de martensita na estrutura [11].

mento, pode-se atingir a dureza desejada. Como visto no Cap. 3, quanto maior o teor de carbono, tanto maior será a distorção na têmpera. Além disto, o aumento do teor de carbono, em geral compromete a usinabilidade. Por isto, em geral, a maior parte das peças empregadas em construção mecânica tem carbono $<0,50\%$. A regra prática a empregar na seleção é que o carbono não deve ser superior ao necessário para garantir a dureza pretendida na têmpera.

6.6.2.3 - Revenimento

As curvas Jominy fornecem valores de dureza do material como temperado. No Cap. 3, foi visto que as estruturas martensíticas necessitam revenimento para atingir valores adequados de ductilidade e resistência ao impacto, além de necessitarem de alívio das tensões de têmpera. É necessário, então, que haja previsão para a queda da dureza associada ao revenimento. A Fig. 6.11 apresenta a dureza recomendada pelo SAE War Engineering Board [11] no material como temperado, para se atingir determinada dureza após o revenimento.

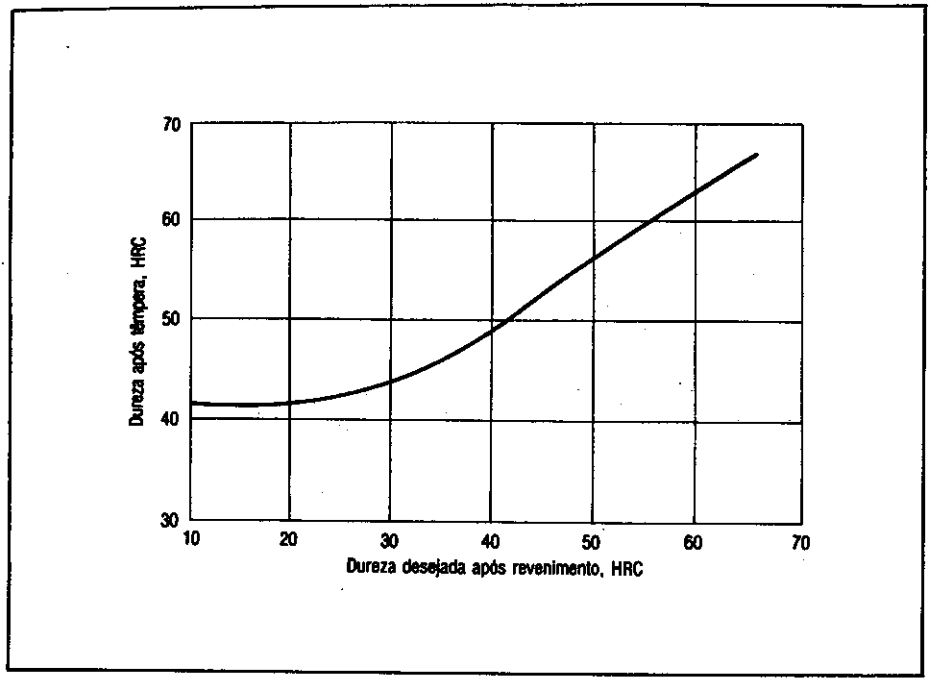


Fig. 6.11 - Dureza mínima recomendada após a têmpera para se atingir determinada dureza após o revenimento [11].

6.6.2.4 - Aços Ligados × Aços Carbono

Quando temperados para se obter martensita (≥ 90%) e revenidos para a mesma dureza, todos os aços — carbono ou ligados — têm a mesma resistência à tração. É claro que, em uma peça, a resistência será controlada pela profundidade de zona temperada — aí estando a maior diferença entre aços ligados e ao carbono: a temperabilidade é superior nos aços ligados. Entre os aços ligados, é válido se assumir, para fins práticos, que todas as composições, quando temperadas para a mesma dureza, têm também as mesmas propriedades de tração. De modo geral, a seleção, entre os aços ligados, será definida, portanto, pela temperabilidade × custo.

A relação entre redução de área e resistência à tração não é a mesma para aços ligados e ao carbono (Fig. 6.12). Os aços ligados apresentam redução de área superior, para a mesma dureza (resistência), especialmente nas faixas de resistência mais elevadas.

Por outro lado, os aços ligados apresentam maior resistência ao amolecimento pelo revenimento, de forma que, para se atingir uma mesma dureza final, devem ser revenidos a temperaturas superiores àquelas requeridas pelos aços carbono, obtendo-se, portanto, melhor

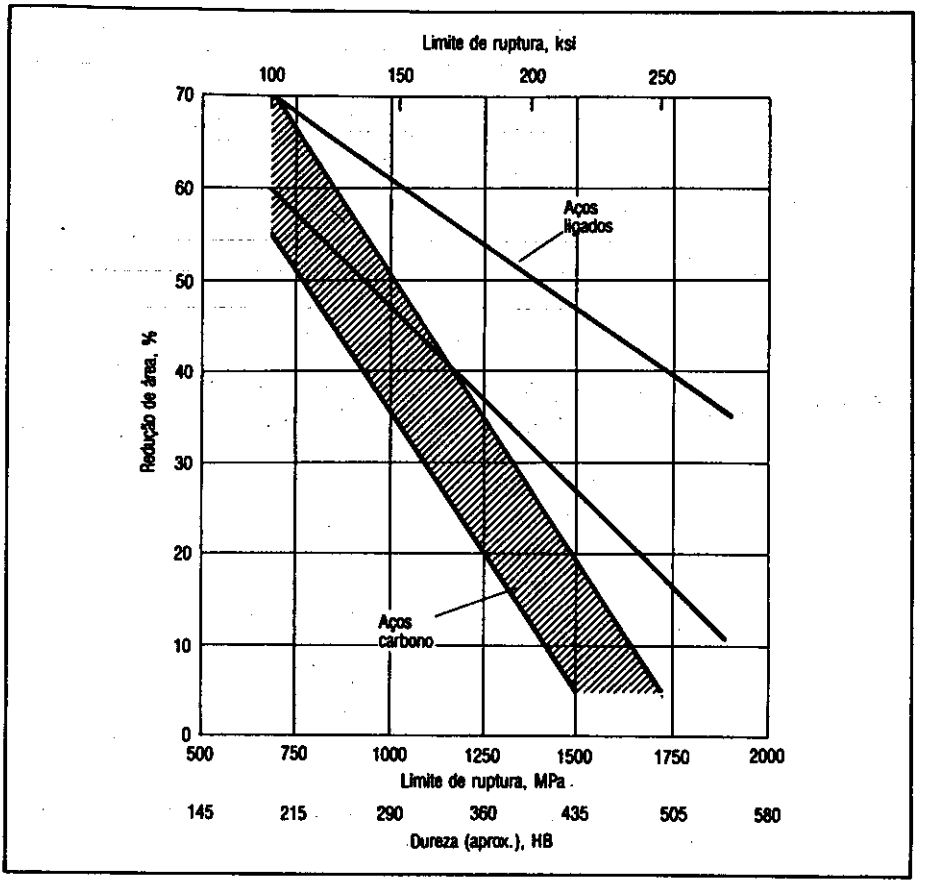


Fig. 6.12 - Redução de área em função do limite de ruptura para aços carbono e aços ligados [11].

alívio de tensões. Com relação à usinabilidade, os aços carbono apresentam melhores características em empregos até 300HB; acima deste valor, os aços ligados são de mais fácil usinagem. Dentre os aços ligados, os que contém níquel e molibdênio são os mais usináveis.

6.6.2.5 - *Exemplos de Seleção por Temperabilidade*

O melhor modo de se compreender corretamente o emprego dos gráficos e tabelas utilizados na seleção de aços para construção mecânica é através de exemplos:

Exemplo 1: Selecionar um aço para eixo de 57mm de diâmetro (2¼") submetido a uma carga axial estática que provoca uma tensão de projeto de 1500MPa (já incluído fator de segurança). Considerar que a peça deve ter pouco empeno no tratamento térmico.

Um eixo solicitado à tração deve ter resistência garantida em toda a seção. Portanto, devemos garantir a resistência de 1500 MPa no centro do eixo. Pela Fig. 6.1, temos a dureza correspondente, na peça pronta, de 440HB ou 46Rc (ver tabela de conversão de dureza). A Fig. 6.11 indica uma dureza mínima de 53Rc após a têmpera para se atingir 45Rc após o revenimento.

Considerando-se que esta solicitação é razoavelmente elevada e assumindo-se que se trata de uma peça de responsabilidade, é desejável termos 90% de martensita no centro. A Fig. 6.10 dá um teor de carbono necessário de aproximadamente 0.45%.

Apesar da peça ser de forma simples, sua dimensão já é algo elevada, de modo que um meio de têmpera não muito drástico é recomendável. Neste exemplo, escolheremos óleo agitado para a têmpera, com severidade H = 0.5.

Consultando-se a Fig. 6.4, para 2 1/4" e H = 0,5; temos a distância Jominy equivalente ao centro do eixo de 23/32" (isto é, 11,5 × 1/16").

Devemos agora empregar as curvas Jominy. Necessitamos de um aço com dureza mínima de 53 Rc no ponto 11,5 × 1/16". (É recomendável empregar-se o mínimo da faixa para garantir que serão obtidas as propriedades, mesmo com as oscilações permissíveis de composição, tamanho de grão, etc.).

Observando-se as curvas do Apêndice A, vemos que os seguintes aços atingem este valor: 4150H, 4147H, 4340H e 9850H. É importante notar que as faixas de dureza fornecidas no Apêndice A são para os aços H, de temperabilidade assegurada. No caso dos aços ABNT fabricados para atender limites de composição, pode-se antecipar uma dispersão maior na temperabilidade. Entretanto, pesquisas [13] mostram que mais de 90% das barras produzidas para atender limites de composição, atendem também as exigências de temperabilidade.

Para escolher-se entre os 4 aços possíveis, acima, devemos levar em conta os fatores custo e disponibilidade. Assim, enquanto o 4340 é um aço que pode ser encontrado sempre em estoque, o 4150 será possivelmente de custo inferior, por não conter níquel. Selecionado o 4340, por exemplo, precisamos de um critério para determinar se o tratamento térmico foi executado corretamente, para controle de produção. O controle usual empregado para tratamento térmico é a dureza na superfície. Assim, para Ø = 2 1/4" e H = 0.5, a Fig. 6.8 nos fornece 7/16" para a distância Jominy correspondente à posição 90% do raio. Na curva Jominy do 4340 temos a faixa de dureza da superfície, após têmpera de 53 a 60Rc

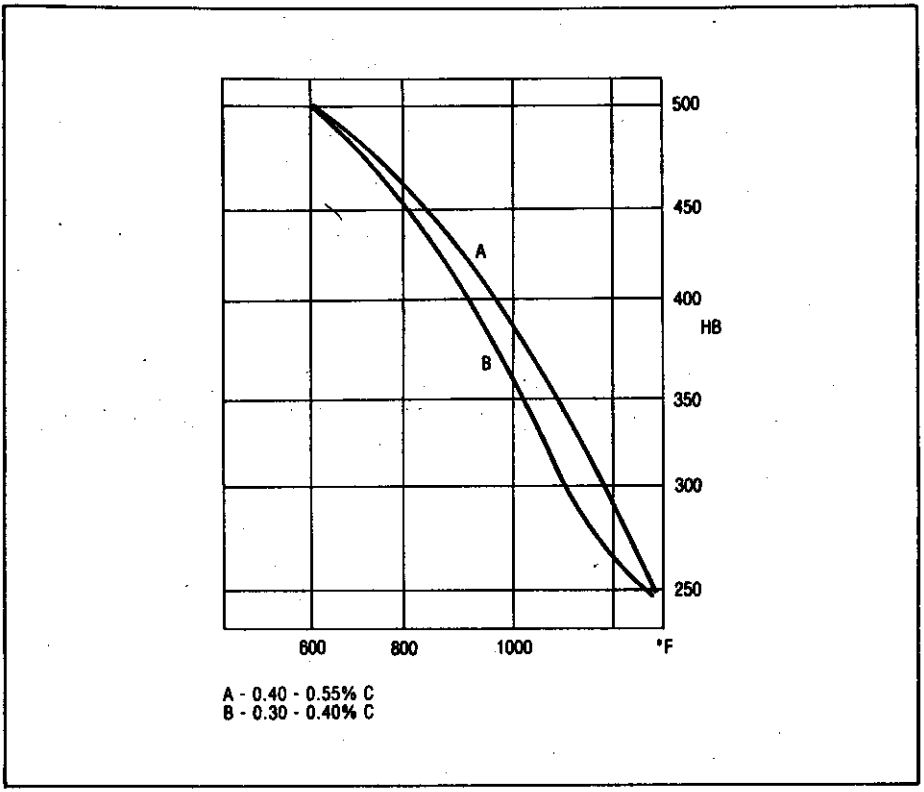


Fig. 6.13 - Efeito da temperatura de revenido sobre a dureza. Aços em geral [12].

correspondendo à dureza de 53Rc no centro do eixo. Assim, o tratamento térmico indicado será:
Austenitização a 840°C, têmpera em óleo agitado, e revenimento a 450° (Fig. 6.13). Este revenimento deve ser ajustado até obter-se a dureza desejada.
Exemplo 2: Um eixo de ø 44.45 mm (1 3/4") e 1050 mm de comprimento é necessário em uma máquina. A análise dos esforços indica que os esforços máximos de torção serão de 180MPa e os de flexão serão de 560MPa. Sem levar em conta a fadiga, verifique se o aço 4140 H, disponível em estoque, pode ser empregado neste caso.
Como o esforço de torção é bastante inferior ao de flexão neste caso, podemos basear a análise nos esforços de flexão. Como o eixo estará principalmente solicitado a flexão e a solicitação não é muito elevada, 80% de martensita a 3/4 do raio deve ser suficiente. Como o teor de carbono mínimo do 4140 H é 0.37% verificamos na Fig. 6.10 a dureza obtida com 80% martensita: 45Rc. Pa-

ra se obter uma resistência de 1112MPa (coef. de segurança = 2), necessitamos aproximadamente 325 HB ou 36Rc após o revenimento (Fig. 5.2).

Pela Fig. 6.11, verifica-se que 45Rc após a têmpera é suficiente para se atingir 36Rc após o revenimento. Resta agora verificar se, com um meio de têmpera pouco drástico (ex.: óleo agitado, para evitar empeno do eixo), o aço 4140 H atingirá os 45Rc a 3/4 do raio do eixo.

Pela curva Jominy vemos que, para distâncias inferiores a 9/10'' da extremidade resfriada, o 4140 H produzirá sempre durezas superiores a 45Rc.

Na figura 6.7, verificamos que a 9/16'', com H = 0.5, corresponde um diâmetro de 2 1/4''. Logo, o eixo de aço 4140 H, com Ø 1 3/4'', temperado em óleo agitado, atingirá facilmente a resistência desejada.

Nota: no caso de ser prevista usinagem posterior ao tratamento térmico, é importante levar em conta a espessura da camada retirada.

No projeto de peças sujeitas a fadiga, deve-se corrigir os valores de resistência calculados (veja [14], por exemplo).

Determinado o limite de fadiga da peça, pode-se proceder à seleção como visto acima, observando os seguintes aspectos:

- — Estruturas de mais de 90% de martensita apresentam os melhores resultados quanto à fadiga.
- — Aços com menor quantidade e melhor distribuição de inclusões (ex.: Aços Isotenax, refundidos em ESR) apresentam resistência mais elevada à fadiga.
- — A têmpera drástica, que pode introduzir microfissuras, deve ser evitada.
- — A descarbonetação superficial pode reduzir em mais de 25% a resistência à fadiga.

Como ordem de grandeza, para aços com HB $\leqslant$ 400, o limite de resistência à fadiga situa-se, aproximadamente, em 50% da resistência à tração, no ensaio de flexão rotativa. Com o aumento da dureza, esta relação deixa de ser válida — quanto maior a dureza tanto mais baixa — relativamente — a resistência à fadiga. Tratamentos de endurecimento superficial são, em geral, benéficos para a resistência à fadiga. A nitretação é muito vantajosa no caso de engrenagens, por atingir a raiz dos dentes, onde a concentração de tensões é mais elevada.

6.6.2.6 - Aços de Ultra-Alta Resistência

O desenvolvimento da indústria aeronáutica e aeroespacial criou a demanda para aços de ultra-alta resistência, com tensão de escoamento superior a 1400MPa, tenacidade, resistência à fadiga e soldabilidade aceitável (especialmente para envoltórios de foguetes e mísseis).

Estes aços são empregados na indústria aeroespacial em fixadores de alta resistência, carcaças de motores e mísseis, estruturas de trens de aterissagem, etc., onde a relação resistência/peso é fundamental na seleção.

A resistência mecânica de aços martensíticos depende fundamentalmente do teor de carbono. Em função das propriedades desejadas (tenacidade, soldabilidade, etc.), entretanto, o carbono deve ser mantido o mais baixo possível.

Pode-se atingir ultra-alta resistência com:

(a) Revenimento à temperaturas baixas (até 350°C).

(b) Aços que apresentam endurecimento secundário.

Aços para construção mecânica revenidos abaixo de 250°C têm ductilidade muito baixa, em função do revenimento insuficiente da martensita.

A faixa ideal de revenimento para as propriedades desejadas de aços com ultra-alta resistência de 0.3-0.4%C é entre 250-300°C [2], uma vez que acima de 350°C, aproximadamente, os valores de resistência não satisfazem mais os requisitos para esta classificação.

O revenimento entre 250°-300°C conduz, entretanto, a uma queda na tenacidade, medida em ensaio de impacto [2]. As explicações presentemente aceitas para este fenômeno se baseiam na cinética das transformações que ocorrem no revenimento ou se amparam na possível influência negativa de elementos residuais (P, Sn,etc.) [2, 15].

A partir destas teorias, observou-se o efeito benéfico do Si e Co na alteração da cinética do revenimento assim como foi quantificado o efeito dos demais elementos neste fenômeno.

Desta forma, aços de ultra-alta resistência foram desenvolvidos, como:

— SAE 4330 ou 4340 modificados com até 1,5% Si (300 M, por exemplo)
— SAE 4137 + Co
— etc.

Evidentemente, os teores de P, S e outros residuais devem ser mantidos extremamente baixos, assim como as inclusões não-metáli-

cas devem ser controladas, se resultados de fadiga satisfatórios são desejados.

Assim, processos de refusão (como VAR e ESR, Cap. 9) são essenciais para a produção destes aços em condições satisfatórias.

O uso de aços que apresentam endurecimento secundário, para fins estruturais, é discutido no item 6.9.3.5.

6.7 - Aços para Carbonetação

Os aços para carbonetação são de baixo teor de carbono, comuns ou ligados. Como visto no Cap. 4, a introdução de carbono na superfície visa produzir, após a têmpera, uma superfície de alta dureza e resistência ao desgate, suportada por um núcleo tenaz. Peças que tipicamente requerem esta combinação de propriedades são: engrenagens em geral, sem-fins, pinos de pistões, eixos de comando de válvulas, eixos de bombas e outros.

Os aços ao carbono para carbonetação têm carbono normalmente de 0.08% a 0.25% sendo o 1020 o mais comum. Atingem até aproximadamente 700MPa de resistência no núcleo. São empregados para pequenas engrenagens para trabalhos leves, pequenos mecanismos, pinos, etc., em que a resistência ao desgaste é a característica mais importante. Quando o empeno não for fator crítico, podem ser usados para peças de até 50mm de diâmetro, temperados em água. Os aços carbono, quando carbonetados, exigem, em geral, têmpera em água, exceto quando em pequenas dimensões.

Os aços de baixos teores de elementos de liga — séries 31xx, 41xx, 46xx, 51xx, 61xx, 86xx, 87xx e 94xx — possuem temperabilidade suficiente para serem temperados em óleo, adquirindo, no centro, resistências superiores a 1000MPa, mantendo bons valores de ductilidade.

6.8 — AÇOS PARA MOLAS

Molas de pequenas dimensões são, normalmente, enroladas a frio e tratadas posteriormente. Nestes casos os aços recomendados são: 1050, 1065, 1080, 1090, 1095, 6150 e 9254.

Molas que devem ser conformadas a quente e depois tratadas são geralmente fabricadas com os seguintes aços: 1070, 1080, 1095, 5150, 5160, 51B60H, 6150H, 9850.

As durezas de molas temperadas se situam, após revenimento, normalmente, entre 40-48Rc, sendo os valores superiores da faixa para aços ligados e os inferiores para aços ao carbono.

Molas helicoidais para suspensão de veículos de passeio têm sido produzidas no Japão [7] com o aço 9254, principalmente.

Molas de válvulas de motores a combustão interna empregam, no Japão, o mesmo aço, enquanto, nos E.U.A. a preferência recai sobre o 6150 [7].

— Exemplos de Aplicações Industriais

Exemplos típicos de aplicações industriais podem ser encontrados nas referências relacionadas no fim do capítulo, e nas Tabelas 6.4 - 6.6.

Peças	Braço e ponta de eixo		Eixo		Junta universal	Estabilizador	Árvore de manivela (Caminhão)	Árvore de manivela (Diesel)
Resist. MPa	850 a 1100	1250 a 1400	1250 a 1400	1200 a 1550	850 a 1200	1000 a 1200	1000 a 1200	700 a 850
Aços	1340 3130-45 4047 4053 4135-42 8640-42 8740-42	4337-40 9840	1330 3140-45 4063-68 4140-50 4640 8640-50 8740-50	1340 4349-35 8653 9840-45	4317-20 4617-20 8720	4068 4140 5145	4142 4340 5145	5046 5145

Peças	Parafuso sem fim e setor da direção		Pino do pistão e bucha	Válvula	Eixo de bomba	Eixo intermediário	
Resist. MPa	800 a 1100 (núcleo)	1200 a 1750 (núcleo)	800 a 1100 (núcleo)	850 a 1100	850 a 1100 (núcleo)	850 a 1100 (núcleo)	1200 a 1700 (núcleo)
Aços	4220 5120 8620 8720	5132-35	5120 6120	8740	Nitralloy E 8550	5120 8620	5135-40

Tabela 6.4 - Propriedades exigidas por peças de automóveis, caminhões e tratores [12, 13].

Peça	Dureza Rc após		ø (pol.)	Profundidade	Peças temperadas em água		Peças temperadas em óleo	
	Rev. limites	Têmpera (a)			Jominy	Aços H	Jominy	Aços H
Biela	10 a 20	48 (água) 40 (óleo)	3/4	Centro	48 a 5/32	1335 3135 4135 5135 8635	40 a 5/16	1340 3135 5140 8635 9437
Árvore de manivela	20,5 a 27,6	30	2 3/8	1/2 raio	30 a 7/16	1045 (não H)	30 a 12/16	3140 4063 4135 5145 8637 9442
Ponta de Eixo	25,4 a 34,3	42	1 1/2	1/2 raio	42 a 4/16	1335 3130 4132 5135 8632	42 a 8/16	4137 5147 8642 3140
		42	1 13/16		42 a 11/32	1340 3135 4135 5140 8637	42 a 9/16	4140 6150 8647 8745
		40	2		40 a 6/16	1340 3135 4135 5145 8637	42 a 9/16	4140 6150 8650 8745
Parafuso de Biela	32 a 36,6	47	1/4 a 5/16	Centro	Não recomendado	Não recomendado	47 a 5/32	1335 3135 4047 4132 5135 8635 9437
		47	1/2	Centro	Não recomendado	Não recomendado	47 a 7/32	1340 3155 4053 4135 4640 5140 8637 8735 9440
		45	3/4	Centro	Não recomendado	Não recomendado	45 a 5/16	1340 3135 4053 4135 5140 8637 8735 9442
		45	1	Centro	Não recomendado	Não recomendado	45 a 6/16	3140 3135 5147 8640 8737 9445

a) Na profundidade indicada na coluna seguinte.
b) No diâmetro do círculo primitivo.

Tabela 6.5 - Continua na página seguinte.

Peça	Dureza Rc após		ø (pol.)	Profundidade	Peças temperadas em água		Peças temperadas em óleo	
	Rev. limites	Têmpera (a)			Jominy	Aços H	Jominy	Aços H
Semi-Eixo Traseiro	32 a 36,6	45	1 1/4	1/2 raio	45 a 3/15	1332 3130 4132 5135 8635	45 a 13/32	4137 3142 5147 8640 8740 1345
	36,6 a 41,8	46	1 1/4 1 1/2	1/2 raio	46 a 4/16	3135 4135 5140 8637 8735	46 a 13/32	4140 5147 8645 8742
	41,8 a 47,1	50	2 1/2	1/2 raio	50 a 15/32	4142 4337 8650 8747	50 a 13/16	4150 4340
Engrenagem de Transmissão	48 a 53	50	1/2 a 1 (b)	Centro	Não recomendado	Não recomendado	50 a 6/16	4140 4337 5147 6150 8645 8745

a) Na profundidade indicada na coluna seguinte.
b) No diâmetro do círculo primitivo.

Tabela 6.5 - Recomendação para a temperabilidade na seleção de peças de automóveis [12, 13].

Engrenagens						
Emprego	**Automóveis, caminhões e tratores leves**				**Caminhões e tratores pesados**	
Resistência à tração (MPa)	750 a 1050	1050 a 1400		1750 a 2100	750 a 1050	1050 a 1400
Tratamento	A	A	B	C	A	A
Aços	1320 4023-32 4620 5120 8615 8720	4320 4815	4140 4340 5135-45 8640 8740 9840	2340-45 4140-45 4340 8640-50 8740-50	2317 2512 4620 8620 8720	2515-17 3310-16 4320 4820

Emprego	**Aviões**		**Máquinas operatrizes, equipamento pesado**		
Resistência à tração (MPa)	850 a 1400	1050 a 1680	750 a 1050	1050 a 1400	1200 a 1750
Tratamento	A	A	A	A	C-D
Aços	2512-17 4620 8615-20	2517 3310-16 9310-15	2313 2512 4620 8720	2515-17 3310-16 4820 9310-15	3140-50 4140-50 4340 8640-50 8740-50 9840-50

Tratamentos: A — Qualquer dos dois tratamentos seguintes:
1 — Carbonetação e têmpera direta em óleo; revenimento entre 135-190°C.
2 — Carbonetação, resfriamento lento, reaquecimento a 790-845°C, têmpera em óleo e revenimento entre 135-190°C. Menor distorção.
B — Aquecido à temperatura de têmpera num banho cianetante (para obter camada pouco profunda), têmpera em óleo e revenimento entre 180-230°C.
C — Têmpera em óleo e revenimento.
D — Normalizado e têmpera superficial por chama.

Tabela 6.6 - Propriedades recomendadas para engrenagens [12]

6.9 - AÇOS PARA FERRAMENTAS

6.9.1 - Classificação

Uma definição exata de aço-ferramenta, satisfatória tanto para o

usuário como para o produtor, é praticamente impossível. Enquanto, para o leigo, qualquer aço utilizado para fabricar uma ferramenta é um aço-ferramenta, grande quantidade de aços considerados aços-ferramenta pelos produtores são vendidos para aplicações diversas, que não a de fabricar ferramentas.

É importante dividir as numerosas composições de aços-ferramenta em um número restrito de grupos ou famílias, visando facilitar sua comparação e seleção. Classificá-los por meio de composição química, como no caso da classificação SAE/ABNT, para aços destinados à construção mecânica, vista anteriormente, não é viável, de vez que as variações de composição química são extremamente amplas, mesmo em aços para aplicações semelhantes. Por outro lado, alguns dos aços mais ligados podem sofrer mudanças radicais de composição (substituição de determinado elemento de liga por outro) sem que suas propriedades e características de emprego se alterem substancialmente.

Uma classificação baseada apenas no emprego, por outro lado, seria plausível para alguns casos, porém impossível para outros. Isto porque, para determinadas aplicações, como aços para machos, por exemplo, são usados desde aços-carbono até aços rápidos.

A tabela 6.7 apresenta a classificação AISI para aços-ferramenta.

W — Aços temperáveis em água (Water)
S — Aços resistentes ao choque (Shock)

AÇOS PARA FINS ESPECIAIS
L — Tipo baixa liga (Low alloy)
F — Tipo carbono-tungstênio
P — Aços para moldes

AÇOS PARA TRABALHO A FRIO
O — Aços temperáveis em óleo (Oil)
A — Aços média liga, temperáveis ao ar (Air)
D — Aço alto carbono, alto cromo

AÇOS PARA TRABALHO A QUENTE (Hot Working)
H1 - H19 — Ao cromo
H20 - H39 — Ao tungstênio
H40 - H59 — Ao molibdênio

AÇOS RÁPIDOS
T — Ao Tungstênio
M — Ao Molibdênio

Tabela 6.7 - Classificação AISI Aços-Ferramenta.

A princípio, uma classificação que misture composição química, características de emprego e tipo de tratamento térmico pode parecer pouco lógica.

Entretanto, esta classificação não foi imposta; decorreu do consenso entre produtores e usuários de ferramentas, o que leva a crer que possa ser a solução mais prática para o problema.

Além dos aços especificados segundo AISI, há, obviamente, diversas outras especificações como, por exemplo, as normas DIN (Alemã).

Em diversos casos, resultados superiores podem ser obtidos com aços-ferramenta não usuais na classificação AISI. O engenheiro interessado em aplicações de aços-ferramenta deve consultar o produtor, pois, em geral, este desenvolve diversas composições e tipos de aços para aplicações usuais de determinados clientes e pode cooperar bastante na solução dos problemas de especificação e seleção.

6.9.2 - Seleção

Idealmente, a seleção de um determinado aço para uma operação deveria ser feita correlacionando-se as características metalúrgicas do aço com as exigências da ferramenta. Em geral, diversos aços poderão ser selecionados para uma certa aplicação. A vida da ferramenta em cada caso deve ser julgada juntamente com os fatores: produtividade, facilidade de fabricação da matriz e custo. O critério final da seleção será, obviamente, o custo de ferramenta por unidade por ela produzida.

6.9.3 - Principais Características das Famílias AISI

6.9.3.1 - Série W - Aços temperáveis em água

São basicamente aços ao carbono, com teores deste elemento na faixa de 0.60% - 1.40%, com ou sem adições significantes de silício, manganês, cromo e vanádio.

O silício está presente normalmente como desoxidante, pouco alterando as propriedades se inferior a 0,5%. Com teores elevados de silício, e carbono acima de 1%, pode ocorrer grafitização, que tem efeitos negativos sobre a temperabilidade. O manganês é mais importante neste caso, na temperabilidade. Acima de 0.40% de Mn, aumenta a tendência à trincas de têmpera (em água) devido ao abaixamento da M_s e ao aumento da profundidade de têmpera.

Enxofre e fósforo, apesar de não terem influência na temperabilidade devem ser mantidos em baixos níveis ($\leq$0.025%) para garantir

ótimas propriedades de forjabilidade, diminuir a quantidade de inclusões não metálicas, etc.

O vanádio visa a obtenção de granulação mais fina, melhorando a resistência ao impacto.

Os tipos mais comuns são W1 e W2 (ver Apêndice B, Folhas Resumo, Aços Eletrometal).

Sendo os aços da série W os mais simples aços-ferramenta, devem ser considerados como base para comparações e seleção. Assim, seu emprego varia em ampla faixa de matrizes e ferramentas. De modo geral, os teores de carbono mais baixos favorecem a resistência ao choque, enquanto os mais altos desenvolvem maior resistência ao desgaste, obviamente com menor resistência a esforços bruscos. Em geral são os de mais baixo custo e, normalmente, pode-se encontrar um aço ligado que, na aplicação, apresente vida mais longa. Uma exceção importante é o caso de matrizes de formar cabeças a frio, onde, devido à superfície dura e núcleo tenaz, os aços W são insuperáveis.

Maiores detalhes sobre os aços W (e todas as demais séries) são apresentados nas folhas resumo dos aços, no Apêndice B.

6.9.3.2 - Série S — Aços Resistentes ao Choque

Os aços de série S foram inicialmente desenvolvidos para emprego em molas. Têm, por isso, alta resistência à fadiga e ao choque mecânico.

Para se atingir os elevados valores de tenacidade necessários, o teor de carbono é mantido baixo — da ordem de 0.5% e a temperabilidade obtida por meio de elementos de liga. A temperabilidade dos aços S é normalmente superior à dos W.

Além da série S, são recomendados para aplicações onde a resistência ao choque é fundamental os aços E2542 e E2550 (norma Eletrometal), derivados da norma DIN. Em geral, a composição destes aços é ajustada de modo a torná-los imunes à fragilidade do revenimento.

A combinação de elevada tenacidade e alta resistência dos aços da série S faz com que eles sejam considerados, freqüentemente, para aplicações estruturais [16].

6.9.3.3 - Aços para Fins Especiais

L — Tipos de Baixa Liga

Basicamente, este grupo é composto por aços de alto carbono com cromo como principal elemento de liga. Para fins de classificação, podemos considerá-los como aços W com quantidades modera-

das de cromo, vanádio, níquel ou molibdênio para aumentar a temperabilidade. O níquel adicionado ao L6 aumenta a sua tenacidade. Os tipos mais comuns são L2 e L6. Aplicações usuais são: calibres de precisão, tesouras, brocas para rochas, ferramentas para madeira, brocas e empregos extra-ferramentas em rolamentos — roletes e cilindros, árvores de ressaltos, etc., onde elevada tenacidade e boa resistência são necessários.

F — Tipos Carbono-Tungstênio

Os aços de série F são usados geralmente quando é necessária extrema resistência ao desgaste e a manutenção de gume cortante. Aplicações típicas são trefilas e ferramentas para usinagem de rolos. Normalmente, apenas alguns aços de série D e alguns aços rápidos superam a resistência ao desgaste dos aços da série F, tendo, entretanto, menores resistências a choques do que estes. É importante não confundir a série F da AISI, que tem alto carbono (1.20%) e tungstênio, com os aços grau F de algumas normas ASTM (A182, p. ex.); que são de baixo carbono.

P — Aços para Moldes

O rápido crescimento e a importância adquirida pela indústria de plásticos nos anos recentes, causaram uma expansão considerável no número de aços para moldes. O uso destes aços, entretanto, estende-se também à fundição em moldes permanentes ou por injeção de chumbo, estanho e ligas de zinco.

Dentre as diversas propriedades requeridas de um aço para matrizes, podemos citar: baixa dureza no estado recozido (para permitir a usinagem ou prensagem da matriz), resistência ao desgaste, ao impacto e resistência mecânica no núcleo. Além disto, excelente capacidade de receber polimento é essencial. Como esta capacidade está intimamente ligada à quantidade e tipo das inclusões presentes, a limpeza interna do aço é fundamental. Aços refundidos pelo processo Electroslag são especialmente recomendados, inclusive em função das necessidades de homogeneidade nas grandes dimensões freqüentemente encontradas em moldes para plásticos.

Os aços para moldes podem ser usados cementados ou simplesmente temperados e revenidos. Os aços P2 a P6 são aços para cementação, enquanto P20 e P21 são normalmente temperados e revenidos. Para moldes plásticos P20 pode ser cementado e tratado após a usinagem da cavidade do molde.

Os aços mais usuais desta família são: P1, P6, P20 e P20 ISOTENAX (refundido por Electroslag).

6.9.3.4 - Aços para Trabalho a Frio

Os aços para trabalho a frio estão entre os mais importantes dentre os aços-ferramenta devido à variedade de aplicações que encontram.

Suas propriedades mais importantes incluem:

1 — Pequena distorção na têmpera
2 — Alta temperabilidade com temperaturas de austenitização baixas
3 — Ausência de trincas na têmpera de seções complicadas
4 — Alta dureza após têmpera
5 — Manutenção de gume afiado para corte

Entretanto, não precisam apresentar dureza a quente.

As três primeiras propriedades permitem o emprego destes aços em ferramentas complexas, que não podem ser usinadas após o tratamento térmico.

O — Temperáveis em Óleo

Os aços desta família têm teor de carbono elevado e elementos de liga em quantidade suficiente para garantir têmpera completa em óleo, de peças de dimensões médias.

Dentre os aços temperáveis em óleo, o O1 é o mais comum. Sua temperabilidade é obtida, principalmente, pelo teor de manganês por volta de 1,2%. Além disto a presença de cromo e tungstênio reduz a tendência ao crescimento de grão.

Os usos típicos dos aços O, são: machos, matrizes e punções, pequenas tesouras, guilhotinas, calibres, brocas, matrizes de cunhagem, trefilas, moldes para plásticos, etc.

A — Temperáveis ao Ar

Estes aços contém elementos de liga em quantidade suficiente para garantir têmpera completa em seções de até 100mm de diâmetro, resfriadas ao ar [16].

Nesta família o A2 é o mais largamente empregado. Seus competidores são os aços de série O (especialmente O1) e os da série D (D2, D3 e D6, principalmente).

A combinação única de propriedades dos aços da série A torna-os especialmente adequados por serviços onde boa resistência à abrasão deve ser conjugada com excepcional resistência ao impacto além das propriedades básicas dos aços para trabalho a frio. São largamente empregados em matrizes de corte, de estampagem, punções, matrizes para laminação de roscas, matrizes de embutimento, etc.

Devido às óbvias vantagens da têmpera ao ar, estes aços têm encontrado cada vez mais aplicações em substituição aos aços O.

Como a tenacidade é uma propriedade básica destes aços, e a refusão Electroslag permite aumentá-la ainda mais, produz-se ferramentas excepcionais com A2 ISOTENAX.

D — Alto Cromo — Alto Carbono

Os aços de alto cromo — alto carbono foram inicialmente desenvolvidos, durante a 1.ª Guerra Mundial, para substituir aços rápidos. Não apresentaram bons resultados porque seus valores de dureza a quente se mostraram insuficientes para tal fim. Notou-se entretanto, que a alta resistência ao desgaste obtida pela presença de carbonetos duros de cromo e a notável indeformabilidade destes aços, tornam-os extremamente úteis para aplicações em matrizes.

Como estes aços têm 1.50 — 2.20% C e 12% Cr, são extremamente suscetíveis à segregação durante a solidificação dos lingotes, resultando em estruturas de carbonetos pouco favoráveis. Trabalhosas operações de forjamento podem ser requeridas para modificar a distribuição destes carbonetos, tornando-a aceitável, do ponto de vista do comportamento da ferramenta.

A refusão por Electroslag conduz à distribuição favorável de carbonetos, em função da solidificação controlada. Forjados, os aços D ISOTENAX têm desempenho superior aos materiais elaborados de forma convencional.

Os tipos mais comuns são: D2, D3, D4 e D6, sendo D2, D3 e D6 facilmente obtidos na versão ISOTENAX.

Nestes aços, a resistência ao impacto é sacrificada em relação aos aços A, com aumento na resistência ao desgaste, entretanto.

Entre os tipos mais comuns, o D2 é o mais popular. Desejando-se vidas mais longas de ferramenta, D3 e D6, com teores de carbono mais elevado, podem ser usados. Apesar de ser um aço para trabalho a frio, o D2 é usado freqüentemente em matrizes para rebarbagem de forjados.

Ferramentas de aços série D corretamente desenhadas e tratadas podem cortar, a frio, chapas de até ~6mm.

Aplicações principais dos aços D são punções e matrizes de corte, embutimento, etc., além das citadas para os aços A.

Como apresentam grandes carbonetos primários, os aços da série D podem ser suscetíveis à fragilidade nos cantos das ferramentas [16].

H — Aços para Trabalho a Quente

Em diversos casos pode-se utilizar aços de baixa liga para matrizes de forjamento a quente. Em geral, entretanto, emprega-se para trabalho a quente, aços de média ou alta liga, na maior parte das vezes com baixos teores de carbono (0.25-0.60%).

Para aplicações com solicitações muito elevadas ou quando se deseja vida da matriz mais longa, superligas podem ser usadas (ver Cap. 7).

São propriedades necessárias a aços para trabalho a quente:
1 — Resistência à deformação na temperatura de uso
2 — Resistência ao impacto
3 — Resistência à "lavagem" (Erosão)
4 — Resistência à deformação no tratamento térmico
5 — Usinabilidade
6 — Resistência a trincas a quente (Heat Cracking)

Dentre os três subgrupos da série H, são muito mais usuais e mais comerciais os ligados com Cr, principalmente H11, H12 e H13. Tais aços foram inicialmente desenvolvidos para fundição sob pressão de alumínio, devido a resistência à erosão do metal líquido, resistência às trincas a quente e médio custo.

Aplicações típicas dos aços H10 - H13 são: moldes para fundição, matrizes de forjamento, ferramentas para extrusão a quente, tesouras e todo o tipo de matrizes para trabalho a quente envolvendo choque.

Dentre os aços da norma DIN equivalentes à série H, estão os W.Nr. 1.2365, 1.2362, 1.2344, respectivamente E2365, E2362 e E2344, na Norma Eletrometal. O E2365, por exemplo, é semelhante ao H10, porém com molibdênio e vanádio mais altos, melhorando as propriedades a quente do aço.

Como a resistência ao impacto é fator preponderante na seleção de aços para trabalho a quente (matrizes, ferramentas para extrusão, etc.), todos os aços desta série são disponíveis em versão ISOTENAX.

Nos casos em que as solicitações à matriz não são tão elevadas e/ou em que o contacto peça-matriz é de curta duração causando menor aquecimento na ferramenta, os aços E2713, E2714 e E2766 (DIN 1.2713, 1.2714 e 1.2766), com teores de ligas algo inferiores aos aços H são opções interessantes, principalmente pelo menor custo.

Os aços H11, H12 e H13, principalmente o primeiro, são também aplicados como aços estruturais de ultra-alta resistência, especialmente na indústria aeronáutica.

O H11 tem limite de ruptura à temperatura ambiente na faixa de 1700-2000MPa, tem tenacidade razoável, além de resistir ao amolecimento durante a exposição contínua a temperaturas de até 540°C [16].

Um fator importante que permite esta combinação favorável de propriedades é o endurecimento secundário apresentado por este aço (ver Apêndice B).

Isto permite o revenimento à temperaturas elevadas, que garante alívio das tensões de têmpera, importante para se atingir uma tenacidade adequada, com níveis elevados de resistência.

Para estas aplicações estruturais críticas, onde limpeza interna, homogeneidade e baixíssimo teor de gases dissolvidos são fundamentais, a refusão sob vácuo (VAR, Cap. 9) é essencial.

6.9.3.6 - Aços Rápidos

Os aços rápidos são basicamente empregados na fabricação de ferramentas de corte — normalmente quando se deseja corte a grande velocidade e com pesados avanços.

Apesar das grandes diferenças em composição química encontradas entre os diversos tipos de aços rápidos, suas características são basicamente as mesmas: (a) contêm carbono suficiente para combinar-se com os elementos de liga, produzindo carbonetos de elevada dureza e abrasividade em grande quantidade (b) são austenitizados para têmpera à aproximadamente 75°C da temperatura de fusão (c) temperam completamente, apresentando dureza uniforme em seções de até Ø 300mm (d) apresentam endurecimento secundário no revenimento entre 510°C e 590°C e (e) atingem praticamente a dureza máxima temperados em ar parado.

Suas composições variam em amplas faixas, atingindo níveis elevados dos elementos de liga de mais alto custo: molibdênio, vanádio, tungstênio e cobalto. Conseqüentemente, nota-se que os aços rápidos estão, normalmente, entre os mais caros existentes. Na aplicação correta, entretanto, seu preço é mais do que compensado pela longa vida de ferramenta, redução das paradas para afiar e aumento da produtividade.

De vez que as disponibilidades dos elementos de liga (e conseqüentemente seus custos) são extremamente sensíveis a problemas políticos, embargos, guerras, etc., o usuário de aço rápido deve se manter informado com relação aos custos de aços de diversas famílias e, se possível, desenvolver opções alternativas para casos de falta de material ou aumento excessivo de preços.

T — Aços Rápidos ao Tungstênio

O primeiro aço rápido, desenvolvido por Taylor em 1910 [17], tinha a seguinte composição: 18% W, 4% Cr e 1% V (T1). Esta composição se manteve popular nos E.U.A. até a 2.ª Guerra Mundial e a Guerra da Coréia, quando foi necessário desenvolver alternativas, principalmente utilizando molibdênio (série M).

Na série T, o aço mais usual é o T1, para aplicação geral, combinando boa resistência ao choque, dureza a quente e custo. O T15, com 5% V é o de maior resistência ao desgaste, no grupo, sendo especialmente indicado para o corte de metais duros, aços de alta resistência, aços austeníticos e ligas refratárias. A adição de cobalto, apesar de fragilizar um pouco o aço rápido, aumenta bastante a resistência ao amolecimento no revenimento, resultando em maiores durezas a quente e, conseqüentemente, maior produtividade.

M — Aços Rápidos ao Molibdênio

Como o peso atômico do molibdênio é aproximadamente metade daquele do tungstênio, a adição de 1% em peso de molibdênio produz, aproximadamente, o dobro do volume de carbonetos do que a adição da mesma porcentagem em tungstênio.

Nos últimos anos, os aços da série M vêm apresentando aceitação bastante superior aos da série T, como discutido acima. Em particular, o aço M2 (contendo molibdênio e tungstênio) tem se caracterizado como um dos mais populares. Os aços rápidos contendo cobalto têm se tornado de aplicação restrita, devido à escassez de cobalto no mercado mundial.

Um estudo da ASM mostrou, que no período de 1950-1960, nos E.U.A., os aços M2, M1 e M10, representaram acima de 70% dos aços rápidos consumidos, em peso. O aço M2, por outro lado, teve sua participação no consumo de aços rápidos situada em torno de 40% da tonelagem total de aços rápidos consumidos nestes anos [18].

Os aços rápidos têm se mantido importantes para a indústria nos últimos 70 anos, apesar do desenvolvimento de diversos materiais alternativos. Com o advento das ligas para aplicações espaciais (superligas), o emprego dos aços rápidos vem ganhando renovado ímpeto, de vez que a usinagem de tais ligas apresenta desempenho insatisfatório com ferramentas de carbonetos sinterizados.

6.9.4 - A Escolha do Aço Ferramenta

As aplicações dos aços-ferramenta são extremamente variadas — e da seleção correta do aço dependerá o desempenho da ferramenta.

Entretanto, é possível agrupar estas aplicações em tipos básicos de operações, que facilitam a análise das necessidades quanto às propriedades dos aços (Tabela 6.8).

1. Conformação a. a quente b. a frio 2. Cisalhamento a. corte de blanks b. puncionamento c. corte d. rebarbagem	3. Corte (Usinagem) a. metais b. não metais 4. Moldagem a. fundição sob pressão b. moldagem de plásticos c. moldagem de materiais cerâmicos d. moldagem de pós 5. Diversos a. peças sujeitas ao desgaste b. ferramentas de percussão c. calibres

Tabela 6.8 - Tipos básicos de aplicações dos aços-ferramenta.

Ferramentas para conformação, a quente ou a frio, são matrizes, peças embutidas em matrizes, ferramentas para forjamento a quente, ferramentas para estampagem profunda, punções e matrizes para formar cabeças a frio, matrizes de extrusão, etc. Estas ferramentas têm contato deslizante com o metal sólido durante parte da operação e podem estar sujeitas a esforços elevados por curtos períodos de tempo. O requisito principal será, portanto, resistência ao desgaste, e os requisitos secundários, resistência ao impacto e usinabilidade. Aquelas empregadas para trabalho a quente, necessitam, também, dureza a quente.

Ferramentas para cisalhamento, incluem lâminas, matrizes para corte de blanks, punções, etc. São ferramentas sujeitas a esforços elevados, particularmente quando cortando espessuras mais elevadas. São requisitos: alta resistência ao impacto aliada à resistência ao desgaste, para manter o gume cortante e as dimensões. Segurança na têmpera (com relação a trinca e empeno) aliada à pequena distorção são requisitos que aumentam de importância à proporção que as matrizes se tornam maiores ou mais intrincadas.

Ferramentas de corte, usadas para usinagem, requerem dureza a quente e resistência ao desgaste. Resistência ao impacto é desejável.

Ferramentas para moldes, incluem não apenas moldes para plásticos, mas também para fundição sob pressão e moldes permanentes para fundição, assim como ferramental para operação em Metalurgia do Pó e processamento de materiais cerâmicos, como prensagem de tijolos.

Ferramentas diversas, peças sujeitas a elevada abrasão (como peças de sistema de jateamento de areia, moinhos, etc.), peças para furação por percussão, requerendo alta resistência ao impacto e calibres, que necessitem alta dureza, bom acabamento e estabilidade dimensional, são exemplos típicos de aplicações diversas.

Pode-se notar, assim, que o primeiro passo na seleção de um aço para ferramenta, é determinar quais propriedades são mais importantes, em função das condições de trabalho e fabricação da ferramenta.

Deve-se levar em conta que a influência do preço do aço no custo da ferramenta por vezes é bastante pequena, devido às posteriores operações de usinagem, tratamentos térmicos, etc.

Assim, sensível economia pode ser obtida, muitas vezes, com o emprego de aços mais caros, desde que um dos seguintes fatores ocorra: aumento da vida da ferramenta, decréscimo no número de paradas para afiação, decréscimo nos rejeitos de ferramentas após o tratamento térmico por distorções, trincas, pontos moles, etc. É importante considerar, também, que a troca de ferramentas pode ser um trabalho longo e difícil causando atrasos na produção. Todos estes fatores devem ser levados em conta pelo engenheiro ao analisar a viabilidade econômica de determinada alteração em aços para ferramenta.

Determinadas as propriedades desejadas na **ferramenta,** é necessário conhecermos as propriedades dos **aços** disponíveis para selecionar, de modo a que a melhor correlação de propriedades desejadas e propriedades fornecidas possa ser obtida. Em linhas gerais, as seguintes regras gerais são válidas:

- A **resistência ao desgaste** varia diretamente com o teor de carbono, devido à formação de carbonetos — (partículas de elevadíssima dureza na microestrutura).
- Por outro lado, a **resistência ao impacto** decresce com o aumento do teor de carbono.
- Da mesma forma, elementos formadores de carbonetos (Cap. 5) aumentam a **resistência ao desgaste,** diminuindo-se, entretanto, a **resistência ao impacto.**
- Todos os elementos de liga (exceto o Co) contribuem, mais ou menos, para o aumento da temperabilidade (Caps. 3 e 5).
- A dureza a quente aumenta com o teor de elementos de liga, especialmente molibdênio, tungstênio e vanádio.

Como visto no item 6.9.3, devido às necessidades de padronização, tanto dos produtores como dos usuários, em cada família há aços preferidos, por apresentarem as combinações de propriedades mais desejadas daquela família. O Metals Handbook [18] cita 17 aços ferra-

mentas como os mais freqüentes em estoque nos fornecedores. Novamente aqui, é recomendável ao usuário um contato íntimo com o fornecedor, que certamente resultará em menores prazos de entrega e menores custos.

A Tabela 6.9 adaptada de R.O. Rauter [19] e de "Tool Steels" [17], apresenta um guia básico para pré-seleção de aços-ferramenta, em função das propriedades desejadas.

Esta tabela deve ser compreendida como uma diretriz geral para a seleção, onde são dadas tendências de propriedades e seleções iniciais. Em princípio, a seleção feita por meio dela poderá ser melhorada após os primeiros resultados práticos e/ou utilizando tipos de aços não explicitamente listados na tabela. Por outro lado, considerações como a vida desejada da ferramenta alteram substancialmente a escolha. Por exemplo, se desejamos selecionar lâminas para corte a frio e uma pequena produção, os aços W1 e W2 podem ser plenamente satisfatórios. Se tivermos uma produção de grandes lotes, os aços A2 e D2 serão mais indicados. Para seleção dos tratamentos térmicos e durezas mais adequadas, devemos recorrer às folhas de características de Aços Ferramenta (Apêndice B).

Cresce a resistência à abrasão / Decresce resistência ao choque ↑	Decrescem: Resistência ao choque e usinabilidade Crescem: Profundidade de têmpera, resistência ao amolecimento pelo calor →		
	Trabalho a frio Deformação na têmpera é fator secundário	**Trabalho a frio Deformação na têmpera é importante**	**Trabalho a quente baixa deformação (resistência ao calor é o principal fator)**
Máxima resistência à abrasão	F2 W1, W2	D2* D3* D6*	M2 M3 T5 T8
Resistência à abrasão média (Ferramentas de corte em geral)	W1, W2	A2* 07	M1 M2 T1
Baixa resistência à abrasão (matrizes em geral)	W1, W2	01 02 L6	E2365* H21 H12* H13*
Ferramentas resistentes ao choque	S1 E2542 E2550	S5 E2542	H11 H12* H13* E2714

* Normalmente disponível ISOTENAX

Tabela 6.9 - Guia básico para pré-seleção de aços-ferramenta.

As tabelas 6.10 a 6.13 adaptadas do Metals Handbook [18] e de Rauter [19] dão exemplos típicos de seleção de aços ferramenta para algumas das aplicações mais comuns.

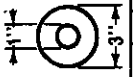
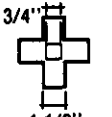
Severidade	Exemplo de peça	Produção desejada	Alumínio cobre magnésio	Aços: carbono, ligados C < 0.7%, inox-ferríticos	Inoxidáveis austeníticos	Aço para molas $R_C < 52$	Chapa para transformadores espessura 0.025"	Papel, juntas e outros mat. macios	Plástico	Plástico reforçado
1	5/16" Arruela simples	1.000	W1	W1	W1	A2	W1, A2	W1	W1	01, A2
		10.000	W1, 01	W1, 01	W1, A2	A2, D2	W1, A2	W1	W1, 01	A2
		100.000 1.000.000	01, A2 D2	A1, A2 D2	A2, D2 D2, D4	D2 D4	A2, D2 D4	W1, A2 W1, A2	01, A2 D2	A2 D2
2		1.000	01, A2	01, A2	01, A2	A2	A2	W1	01	01, A2
		10.000	01, A2	01, A2	01, A2	A2, D2	A2, D2	W1	01	A2
		100.000 1.000.000	01, A2 D2	01, A2 D2	A2, D2 D4	D2 D4	A2, D2 D4	W1, A2 W1, A2	01, A2 D2	A2 D2
3		1.000	4140	4140 (T. Sup.)	A2	A2	A2	4140	4140	A2 (Nitretado)
		10.000	4140 (T. Sup.) A2	4140 (T. Sup.) A2	A2, D2	A2, D2	A2, D2	4140	4140 (T. Sup.) A2	A2 (Nitretado)
		100.000 1.000.000	A2 A2, D2	A2 A2, D2	D2 D2, D4	D2 D2, D4	A2, D2 D2, D4	A2 A2	A2 D2	D2 (Nitretado)
4	3/4"  1 1/2"	1.000	A2, 01	A2, 01	A2	A2	A2	W1	01, A2	A2 (Nitretado) D4
		10.000	A2, 01	A2	A2, D2	A2, D2	A2, D2	W1	01, A2	A2 (Nitretado)
		100.000 1.000.000	01, A2 D2	A2, D2 D2	D2 D2, D4	D2, D4 D4	A2, D2 D4	W1, A2 W1, A2	A2 A2, D2	D2 (Nitretado) D4
5		1.000	01, A2	01, A2	A2	A2	A2	W1	01	01 (Carbonitr.)
		10.000	01, A2	01, A2	A2, D2	A2, D2	A2, D2	W1	01	A2 (Nitretado)
		100.000 1.000.000	01, A2 A2, D2	01, A2 A2, D2	A2, D2 D2, D4	D2, D4 D2, D4	D2, D4 D2, D4	W1, A2 W1, A2	A2 A2, D2	A2 (Nitretado) D2 (Nitretado)
6		1.000	A2	A2	A2	A2	A2	W1	A2	A2 (Nitretado)
		10.000	A2	A2	A2, D2	A2, D2	A2, D2	W1	A2	A2 (Nitretado)
		100.000 1.000.000	A2, D2 A2, D2	A2, D2 A2, D2	A2, D2 D2, D4	D2 D2, D4	D2 D2, D4	W1, A2 D2	A2 A2, D2	D2 (Nitretado) D2 (Nitretado)

Tabela 6.10 - Aços recomendados para matrizes e punções de corte.

Corte	Material	Forma	Espessura	Aço da lâmina	Dureza da lâmina R_c	Vida da lâmina entre afiações
A frio	Aço baixo C	Chapa	Até 3/16"	W2 A2 D2	58-60 R_c 58-60 58-60	30.000 cortes 55.000 100.000
	1025-1040	Barras	1"	W1 L6 S5	58-60 — —	20.000 40.000 100.000
	1010 Inoxidável	Chapas e Tiras Chapas e Tiras	Até 3/16" 1/12"	D2 D2	58-60 58-60	150.000 65.000
A quente	Inoxidável: ferrítico	Barra	1/8" × 1/4"	T1	60	30.000
	Austenítico	Barra	1/8" × 1/4"	T1	60	10.000

Tabela 6.11 - Prática de lâminas de corte (dez fábricas).

Espessura	Produção	Aço C ou baixa liga até C = 0.35%	Aço C ou baixa liga C > 0.35%	Inoxidáveis e ligas resistentes ao calor	Chapas para transformadores	Ligas de cobre	Ligas de titânio
Até 1/4"	Baixa	W1, W2, W3	W1, W2, W3	D2	W1, W2, W3	W1, W2, W3	D2
	Alta	D2	D2	D2	A2	—	D2
1/4"-1/2"	Baixa	W1, W2	W1, W2	S2, S5	S2, S5	W1, W2	—
	Alta	A2	S5	A2	S2, S5	A2	—
1/2" ou mais	—	S2, S5	S2, S5	S2, S5	—	S2, S5	—

Tabela 6.12 - Aços recomendados para lâminas de tesouras para corte a frio de chapas.

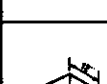
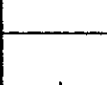
Severidade	Exemplo de peça	Produção desejada	Aços: carbono ou ligado	Aços inox e ligas resistentes ao calor	Ligas de alumínio e magnésio	Ligas de cobre
1		100 a 10.000	E2714 a 341-375HB	E2714 a 388-429HB	E2714 a 302-321HB	H11 405-433HB ou E2714 341-375HB
		10.000 +	E2714 a 388-429HB	E2714 a 388-429HB	E2714 a 341-375HB	E2714 341-375HB ou H12 405-448HB
2		100 a 10.000	E2714 a 341-375HB	E2714 a 341-375HB	E2714 a 302-331HB	E2714 a 341-375HB
		10.000 +	E2714 a 341-375HB	E2714 a 341-375HB	E2714 341-375HB ou H12 405-448HB	E2714 341-375HB ou H12 405-448HB
3		100 a 10.000	E2714 a 302-331HB	E2714 a 341-375HB	E2714 a 269-293HB	E2714 341-375HB ou H12 405-448HB
		10.000 +	E2714 a 302-331HB enxerto de E2714 a 341-375HB	E2714 a 341-375HB	E2714 a 302-331HB	E2714 341-375HB ou H12 405-448HB
4		100 a 10.000	E2714 341-375HB enxerto de H12 a 369-388HB	O mesmo da coluna anterior dureza do enxerto 429/488	E2714 341-375HB ou H11 405-433HB	H11 405-433HB
		10.000 +	E2714 341-375HB H12 405-433HB	E2714 341-375HB H12 429-488HB	H11 405-433HB	H11 405-433HB
5		100 a 10.000	E2714 a 302-331HB	E2714 a 302-331HB	E2714 a 269-293HB	E2714 a 302-331HB
		10.000 +	Idem com enxerto de 2714 369-388HB	Idem com enxerto de H12 369-388HB	Idem com enxerto de 2714 302-331HB	Idem com enxerto de H12 405-448HB
6		100 a 10.000	E2714 a 269-293HB	O mesmo da coluna anterior	E2714 a 269-293HB	O mesmo da coluna anterior
		10.000 +	Idem	Idem	O mesmo da coluna anterior com enxerto E2714 341-375HB	O mesmo da coluna anterior

Tabela 6.13 - Aços e dureza para emprego em matrizes de forjamento em martelo de queda.
Obs.: 1 — Podem ser usados os aços 6G, 6F2 ou 6F3 (2714).
2 — Para forjamento em prensas, onde os impactos são menores e a temperatura da matriz mais alta, empregar 20-40HB acima dos valores da tabela.

6.10 - AÇOS INOXIDÁVEIS

Adições de cromo aumentam a resistência à oxidação e à corrosão do aço. Aços com teores de cromo superiores a 12% têm grande resistência à oxidação e são comumente designados como aços inoxidáveis. Estes aços são de grande interesse para a engenharia, em função de sua resistência à oxidação e à corrosão, propriedades mecânicas a temperaturas elevadas e tenacidade (dos inoxidáveis austeníticos).

Entretanto, nenhum material é completamente inoxidável, no sentido da palavra, e muita atenção deve ser dada à correta seleção do material para aplicações em meios corrosivos; o aço ao carbono comum, por exemplo, pode apresentar resultados superiores a um aço "inoxidável", inadequadamente selecionado.

A resistência à corrosão de ligas à base de Fe + Cr está associada ao fenômeno de passivação, isto é, à formação de uma camada de óxidos mistos (de ferro, cromo e de outros elementos de liga) e a dissolução desta camada no meio corrosivo. A formação ou não desta camada, sua impermeabilidade e a sua taxa de dissolução no meio corrosivo, controlarão a resistência à corrosão (medida em perda de peso/área/unidade de tempo) do material, no meio corrosivo em questão.

As principais composições de aços inoxidáveis (p. ex. 12% Cr, 18% Cr + 8% Ni, etc.) foram desenvolvidas, acidentalmente, há cerca de 70 anos [20]. A partir destas composições, foram estudados os efeitos de diversos elementos de liga e residuais, como C, N, Mo, etc. Novas composições vêm sendo desenvolvidas desde então, aproveitando os resultados obtidos nestas pesquisas. Os efeitos dos diversos elementos de liga na estrutura dos aços inoxidáveis podem ser apreciados a partir dos diagramas de equilíbrio de fases. Para fins de classificação e discussão de propriedades, os aços inoxidáveis são agrupados em 3 classes:

1. MARTENSÍTICOS — São ligas de Fe + Cr com composições que interceptam o campo austenítico no diagrama de fases sendo portanto endurecíveis por tratamento térmico de têmpera. Incluem-se nesta família os aços: (AISI) 403, 410, 414, 416, 420, 431, 440A, B e C, 501.

2. FERRÍTICOS — São ligas Fe + Cr essencialmente ferríticas, e que não endurecem por tratamento térmico de têmpera. Os principais tipos são: (AISI) 405, 430, 430F, 446, 502.

3. AUSTENÍTICOS — São ligas Fe + Cr + Ni que não endurecem por tratamento térmico de têmpera, e sendo predominantemente austeníticas após tratamento térmico comercial. Incluem-se nesta

família: (AISI) 301, 302, 304, 304L, 308, 310, 316, 316L, 317, 321, 347. Outros aços inoxidáveis austeníticos incluem aqueles em que, por questão de custo, parte do níquel é substituído por manganês ou nitrogênio (elementos estabilizadores de austenita, Cap. 5). Ex.: (AISI) 201 e 202.

6.10.1 - Inoxidáveis Martensíticos

Os aços inoxidáveis martensíticos podem ser considerados equivalentes aos aços para têmpera e revenimento (carbono ou ligados), com a diferença principal no alto teor de cromo.

Como visto no Cap. 5, os principais efeitos metalúrgicos do alto teor de cromo, no aço, são:

1. Diminuição da faixa de estabilidade da austenita.
2. Aumento da temperabilidade.
3. Abaixamento da M_s.
4. Aumento da resistência ao amolecimento no revenimento. Além disso, pode ocorrer endurecimento secundário, pela precipitação de carbonetos de cromo.

Apesar destes aços serem empregados, naturalmente, temperados e revenidos, de modo a aproveitar as vantagens descritas acima, as propriedades no estado recozido são particularmente importantes para a fabricação, onde a ductilidade é importante. A tabela 6.14 apresenta propriedades típicas destes aços recozidos.

AISI	Limite de Escoamento 0.2% (MPa)	Limite de Resistência (MPa)	Along. em 50mm (%)	R.A. (%)
410	285	530	25	70
416	280	530	30	60
420	350	670	25	55

Tabela 6.14 - Propriedades mecânicas de inoxidáveis martensíticos recozidos.

É importante notar que o "recozimento" deste aços é, na realidade, um revenimento à temperatura elevada, devido a suas altas temperabilidades.

A elevada resistência ao amolecimento no revenimento, conferida pelo cromo e a boa resistência à corrosão/oxidação, fazem com que estes aços encontrem amplas aplicações a altas temperaturas.

Como as temperaturas de transição dos inoxidáveis martensíticos são, na melhor hipótese, comparáveis com a temperatura ambiente, não são empregados para serviço criogênico.

A soldabilidade dos aços inoxidáveis martensíticos é limitada pela sua elevadíssima temperabilidade [20].

Aços inoxidáveis martensíticos endurecíveis por precipitação situam-se entre os aços martensíticos temperados e revenidos clássicos (12% Cr) e os aços "maraging" de 18% Ni (veja Cap. 7).

Ligas como 17-4 PH ou PH 15-7Mo, contém crômio, 12-16% níquel, molibdênio e nióbio, cobre e/ou alumínio para precipitação [21].

São produzidas em Forno Elétrico ou VIM e refundidas pelos processos ESR ou VAR (Cap. 9). Para aplicações críticas, dupla fusão sob vácuo pode ser especificada.

Estes aços encontram emprego em aplicações críticas onde resistência à corrosão e elevadas propriedades mecânicas são desejadas a até 425°C.

Propriedades mecânicas e temperaturas de tratamento térmico são apresentadas nas folhas resumo do Apêndice B. Características de resistência à corrosão são abordadas no item 6.10.4.

6.10.2 - Inoxidáveis Ferríticos

Classicamente são definidos como ferríticos os aços inoxidáveis cuja composição cai à direita do campo austenítico no diagrama Fe-Cr. (Mais exatamente esta análise deveria ser feita sobre o diagrama ternário Fe-Cr-C, devido ao forte efeito estabilizador da austenita pelo carbono). Sua estrutura consiste, essencialmente, de ferrita α em todas as temperaturas, até a $T_{liquidus}$.

Surpreendentemente, entretanto, a maioria dos aços chamados "ferríticos" não atende a esta definição. Por exemplo, o AISI 430 (17% Cr, o mais popular dos inoxidáveis ferríticos), pode apresentar de 30-50% de austenita se aquecido acima de 800°C. Portanto, durante o resfriamento, a austenita se transformará em martensita, de forma que a estrutura bruta de forjado deste aço consistirá de uma mistura de martensita e ferrita. Mesmo os aços ferríticos de alto cromo (como AISI 446, 27% Cr) podem apresemtar alguma austenita à alta temperatura e conseqüentemente apresentarão ferrita + martensita quando brutos de forjado. Conseqüentemente, neste contexto, são considerados ferríticos os aços inoxidáveis com mais de 11% Cr e que são empregados com estrutura essencialmente ferrítica (ferrita + carbonetos).

Na aplicação destes aços devem ser levados em consideração a resistência ao impacto, relativamente baixa, e os problemas associados a sua soldagem.

A soldagem dos aços inoxidáveis ferríticos normalmente conduz ao crescimento de grão na zona termicamente afetada (ZTA) e precipitação nos contornos de grão. Estes fenômenos, quando ocorrem, comprometem grandemente sua tenacidade e resistência à corrosão [20, 22].

Para aplicação em ambientes corrosivos, especialmente quando corrosão sob tensão é um problema, aços ferríticos de teores de intersticiais (C, N) extremamente baixos têm sido desenvolvidos (E — Brite 26-1, AISI 446 Modificado, AISI 434 Modificado).

A redução dos intersticiais minimiza a ocorrência de precipitados (carbonetos e nitretos) nos contornos de grão, principais responsáveis pela baixa tenacidade dos inoxidáveis ferríticos e por sua degeneração na soldagem.

Para tal, evidentemente, a elaboração em VOD ou AOD (Capítulo 9) ou VIM é essencial.

A aplicação dos aços inoxidáveis ferríticos a alta temperatura é limitada a atmosferas oxidantes [21] e quando é necessária resistência à absorção de carbono e/ou enxôfre [23]. Sua resistência à oxidação a alta temperatura é comparável a dos aços austeníticos e, por terem menor teor de elementos de liga, têm custos mais baixos.

Estes aços têm temperaturas de transição elevadas (freqüentemente acima de temperatura ambiente [22]) não sendo indicados, portanto, para serviço criogênico.

6.10.3 - Inoxidáveis Austeníticos

Podem ser classificados em austeníticos estáveis e austeníticos metaestáveis. Os austeníticos estáveis são os que retêm estrutura austenítica mesmo após considerável deformação a frio. Os austeníticos metaestáveis transformam a estrutura para martensítica ou acicular, quando sujeitos à deformação a frio. Esta diferença se manifesta claramente na curva tensão-deformação do material (Fig. 6.14).

O tipo 304, austenítico estável, mostra uma relação parabólica entre deformação e tensão, com o encruamento decrescendo com o aumento de deformação. No caso do tipo 301, metaestável, após 10 a 15% de deformação, ocorre um encruamento acelerado, associado à formação de martensita induzida por deformação. Observando-se a tabela 6.15, pode-se verificar o efeito destas altas taxas de "encruamento" nos limites de resistência dos inoxidáveis austeníticos.

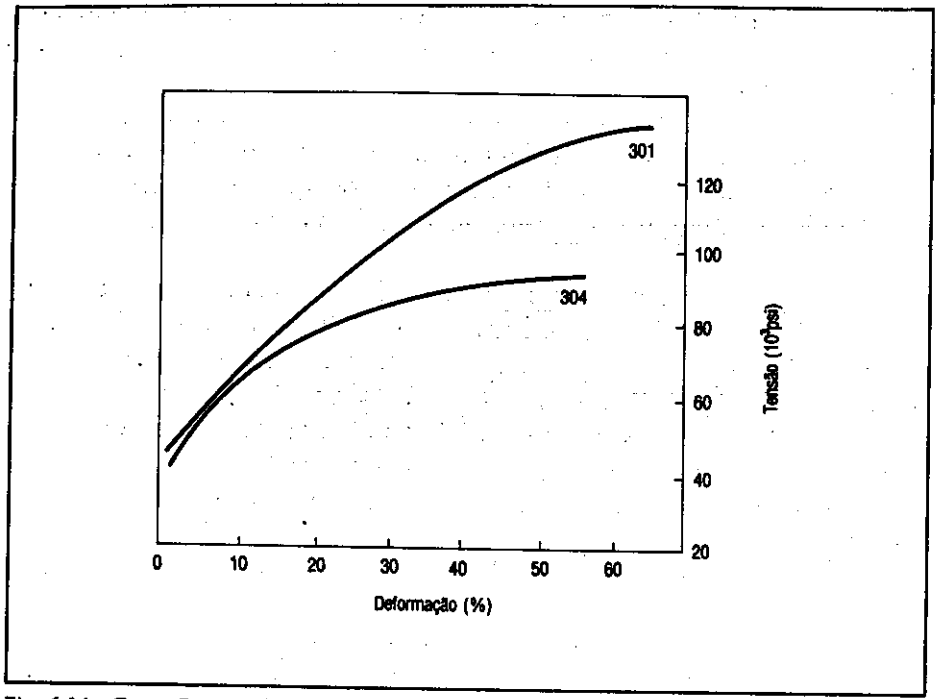


Fig. 6.14 - Curva Tensão-deformação de aços inoxidáveis austeníticos.

AISI	Limite de escoamento 0.2% (MPa)	Limite de resistência (MPa)	Along. em 50 mm (%)	R.A. (%)
201	390	810	55	(Teste em chapas finas)
202	390	740	55	—
301	280	770	55	70
304	300	590	60	70
310	320	670	50	65

Tabela 6.15 - Propriedades típicas de inoxidáveis austeníticos recozidos (ou solubilizados).

Os aços 201, 202, 301 de austenita metaestável apresentam, obviamente, as mais altas relações limite de resistência/limite de escoamento, sendo que os de austenita estável (304, 310) apresentam valores bastante altos também.

A alta plasticidade e a capacidade de encruamento dos aços austeníticos, permite que estes sejam trabalhados a frio até atingir-se valores excepcionais de limite de escoamento e ruptura, como mostra a Fig. 6.15.

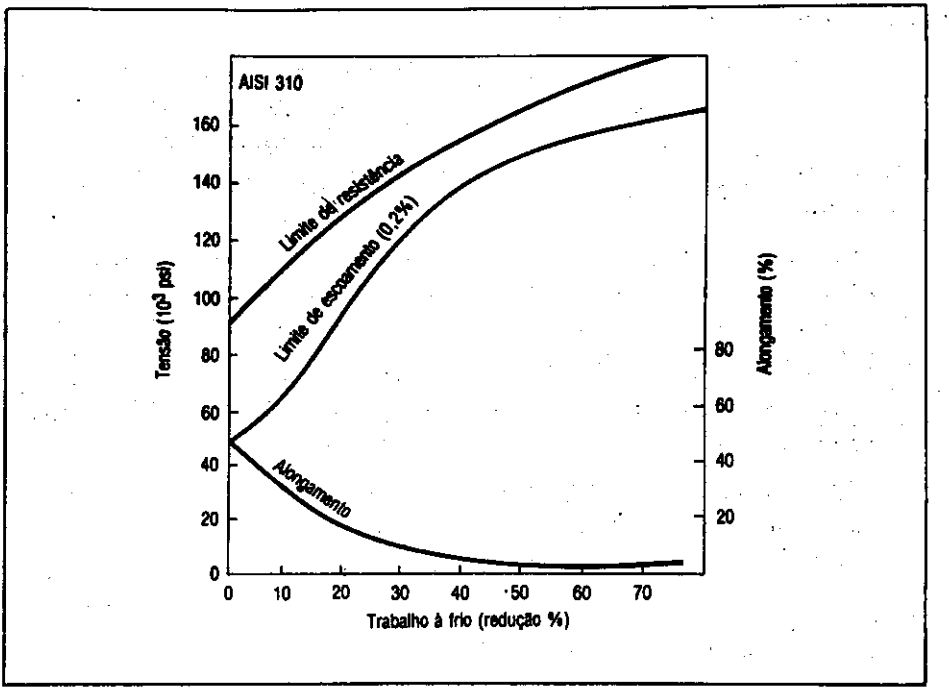


Fig. 6.15 - Propriedades do aço inoxidável AISI 310 (austenítico) encruado.

É importante observar que, como esta resistência é obtida por encruamento a frio, operações que envolvam aquecimento (como soldagem, p. ex.) podem destruí-la.

Os aços inoxidáveis austeníticos estão entre os aços que apresentam melhores propriedades de resistência à temperatura elevada.

Estas propriedades podem ser otimizadas explorando-se as possibilidades de endurecimento por precipitação. Aços estabilizados ao Nb (veja 6.10.4.1) como o AISI 347, podem ser tratados para se obter o máximo de vantagem com a precipitação, na resistência à fluência [24].

Além disto, modificações da variedade típica 18-8 são disponíveis como aços semi-austeníticos endurecíveis por precipitação, através da adição de alumínio, cobre, molibdênio ou nióbio (17-7 PH, AM 350 etc.) [21].

Por outro lado, por terem estrutura CFC, apresentam excelentes valores de resistência ao impacto e não sofrem o fenômeno de transição dúctil-frágil sendo, portanto, os mais indicados para serviços criogênicos ou quando a garantia de tenacidade em qualquer situação é fundamental.

6.10.4 - Resistência à corrosão

A vida em serviço de peças produzidas em aço inoxidável é freqüentemente dependente de sua corrosão. Assim, um conhecimento básico dos mecanismos e taxas de corrosão que podem afetar a durabilidade dos itens em serviço é fundamental na seleção do material mais econômico.

Entretanto, os fenômenos associados à corrosão e à capacidade dos materiais de apresentarem maior ou menor resistência a estes processos são de natureza complexa e seu estudo em profundidade foge aos propósitos deste trabalho.

Uma excelente análise destes fenômenos pode ser encontrada nas referências citadas no fim do capítulo, em particular, em Gentil [25].

Determinados mecanismos de corrosão localizados que ocorrem nos aços inoxidáveis (mas não apenas nestes materiais), podem conduzir a falhas prematuras e merecem, portanto, serem comentados.

6.10.4.1 - Corrosão Intergranular

Os contornos de grão são regiões de mais alta energia e, por isto, sítios preferenciais de precipitação de segundas fases.

Quando aços austeníticos (como 304 ou 316) são aquecidos na faixa de 425-815°C ou resfriados lentamente nesta faixa de temperatura, pode ocorrer a precipitação de carbonetos de cromo nos contornos de grãos.

O principal carboneto precipitado é o $Cr_{23}C_6$ e, portanto, cada átomo de carbono retira de solução na matriz austenítica, aproximadamente quatro átomos de cromo [26]. Como resultado, a região da austenita ao redor dos precipitados fica empobrecida em cromo e, portanto, suscetível à corrosão, como ilustra a Fig. 6.16. Este fenômeno se chama sensitização.

A sensitização pode ocorrer no resfriamento lento após solubilização (ou forjamento), alívio de tensões na faixa de precipitação de carbonetos de cromo ou na soldagem.

Quando a sensitização ocorre durante a soldagem, permite, posteriormente, corrosão localizada na zona afetada pelo calor, na faixa que permaneceu por mais longo tempo na temperatura de sensitização.

Os seguintes métodos podem ser aplicados para prevenir a presença de carbonetos de cromo nos contornos de grão:

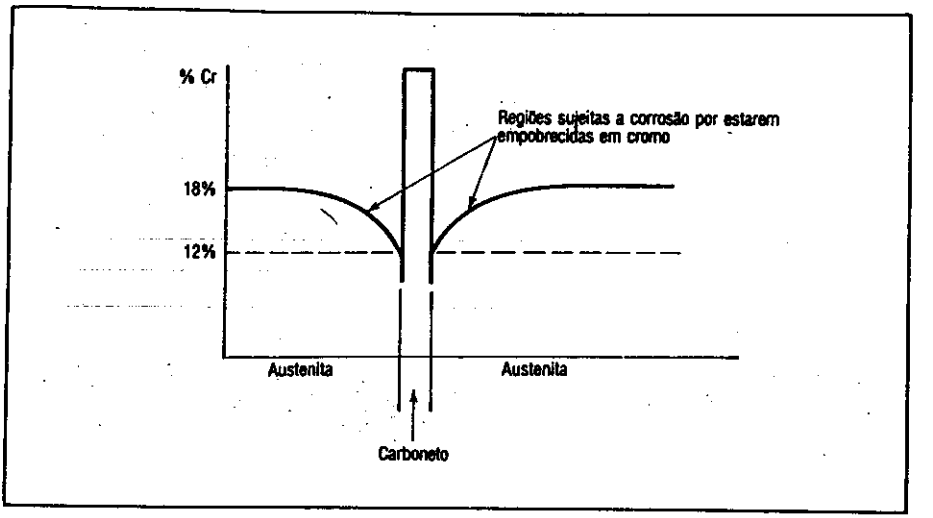


Fig. 6.16 - Sensitização de aço inoxidável devido à precipitação de carbonetos de cromo (esquemático).

1. Peças que não serão tratadas termicamente ou soldadas podem ser compradas na condição "solubilizada", isto é, submetidas a um aquecimento a temperaturas na faixa de 1040-1150°C, para dissolver os carbonetos, seguido de um resfriamento rápido para evitar a reprecipitação. Ensaios de laboratório para comprovar o estado "solubilizado" são usuais, segundo ASTM A 262 ou DIN 50914.
2. Seleção de aços de extra-baixo teor de carbono (C $\leq$ 0.03%), como 304L, 316L, etc. A redução do teor de carbono normalmente é suficiente para prevenir a sensitização. Estes aços são produzidos com facilidade através dos processos VOD ou AOD e tem custos comparáveis aos aços com teor de carbono normal.

   Como o carbono (soluto intersticial) tem uma contribuição importante na resistência destes aços, os aços de extra-baixo carbono tem propriedades mecânicas ainda mais baixas (limite de escoamento 0.2% $\cong$ 210MPa) que os materiais normais. Aços com adições de nitrogênio (também intersticial) como 304LN e 316LN têm sido desenvolvidos para compensar esta redução nas propriedades mecânicas.
3. Seleção de aços estabilizados, como 321 (estabilizado ao Ti) ou 347 (estabilizado ao Nb). A proteção neste caso é obtida através da formação preferencial de carbonetos dos elementos estabilizantes que têm maior afinidade pelo carbono do que o cromo.

O controle do titânio, entretanto, pode ser difícil durante a soldagem, em função de sua alta reatividade. Nos aços em que nióbio é usado, seu teor deve ser o mais próximo possível ao nível requerido para fixar o carbono (em peso, Nb/C = 8). Nióbio em excesso pode tornar o aço suscetível à trincas na soldagem, especialmente em peças espessas.

A ocorrência de sensitização em aços inoxidáveis pode reduzir significativamente sua resistência à corrosão em diversos meios.

Um caso ilustrativo é a ocorrência de corrosão sob tensão em aços austeníticos sensitizados, em reatores nucleares do tipo BWR, em contato com água de composição bastante bem controlada [27].

Os aços inoxidáveis ferríticos também são suscetíveis à sensitização. O aquecimento à temperaturas superiores a 920°C dissolve carbonetos e nitretos, que reprecipitam com praticamente qualquer taxa de resfriamento. Uma das causas deste comportamento é a baixíssima solubilidade do carbono e nitrogênio na ferrita (CCC).

Para eliminar a sensitização, um tratamento possível é um aquecimento a aproximadamente 780°C para rehomogeneizar a matriz ferrítica, eliminando as zonas empobrecidas em cromo (observar que não ocorre dissolução dos carbonetos e nitretos).

Nem mesmo os aços ferríticos de alta pureza (veja 6.10.2) são totalmente imunes à sensitização [26].

6.10.4.2 - Corrosão sob Tensão

A combinação de tensões (trativas), de trabalho ou residuais, e determinados ambientes corrosivos e temperaturas pode levar a um tipo de corrosão acelerada que conduz a trincas e fragilização do metal. Apesar de ser um fenômeno que ocorre por mecanismos ainda pouco claros, algumas combinações conhecidas sujeitas à corrosão sob tensão, são:

— Aços martensíticos são sujeitos à corrosão sob tensão em ambientes contendo cloretos, bases quentes, nitratos quentes e sulfeto de hidrogênio [28]. Tais combinações devem ser, portanto, evitadas.

— Aços austeníticos podem sofrer corrosão sob tensão em bases concentradas [28] ou na presença de cloretos.
Composição química da liga, temperatura, nível de tensões, concentração de cloretos, condição superficial, pH, teor de oxigênio no meio, são algumas das variáveis que influenciam na ocorrência de corrosão sob tensão.
Existem composições particularmente resistentes à corrosão sob tensão. O teor de níquel da liga é especialmente importan-

te na resistência a este tipo de corrosão. A suscetibilidade máxima à corrosão sob tensão é obtida, em aços inoxidáveis com 8% de nível.

— Aços ferríticos são os menos suscetíveis à corrosão sob tensão, especialmente por cloretos. É importante observar que sensitizados ou inadequadamente selecionados também podem sofrer corrosão sobre tensão.

Os principais meios de controle ou proteção contra este tipo de corrosão são:

- Minimizar tensões: reduzir concentradores de tensões, utilizar tratamentos de alívio de tensões (quando possível e quando não implicar em outras alterações metalúrgicas, como sensitização, por exemplo) ou processos que produzam tensões residuais compressivas na superfície das peças (por exemplo "shot peening", etc.).
- Projeto adequado: evitando locais de acúmulo de espécies químicas nocivas [25], etc.
- Proteção catódica [26] ou uso de inibidores.
- Alteração da liga utilizada. Uma das limitações principais neste caso é que os testes de laboratório existentes para avaliar a resistência à corrosão nem sempre permitem boa correlação com os meios industrialmente empregados. A seleção tem de ser baseada, em geral, em experiências anteriores ou ensaios especiais, de simulação, também de validade limitada [25].

6.10.4.3 - Corrosão por Pites, ou Alveolar

Como discutido anteriormente, a resistência à corrosão dos aços inoxidáveis está associada à formação de um filme protetor (passivação) na superfície do aço, devido à reação com o oxigênio da atmosfera ou outros ambientes contendo oxigênio. Em vários casos, este filme de passivação pode ser destruído apenas localmente, em pontos de superfície, e a corrosão ocorre como pequenos furos ou pites. Fatores que promovem a corrosão por pites [28] são:

1. Soluções de cloreto e sais oxidantes
2. Soluções neutras, aeradas, de cloreto
3. Aumento da temperatura.

São métodos usuais para evitar este tipo de corrosão [28]:

1. Evitar concentração de íons halogênicos.
2. Manter as soluções agitadas, para evitar desuniformidade no potencial de oxigênio.

3. Manter a concentração de oxigênio alta, ou eliminar o oxigênio. No primeiro caso, aumenta-se a passividade e no segundo, evita-se pilhas ativo-passivo.
4. Aumentar o pH. O íon (OH^-) age como inibidor da corrosão por pites.
5. Trabalhar à temperatura mais baixa possível.
6. Empregar passivadores ou proteção catódica.

Dentre os aços inoxidáveis, os austeníticos que contêm molibdênio (2-4%) apresentam a mais elevada resistência à corrosão por pites. Exemplos de soluções em que os aços austeníticos com molibdênio (Ex.: 316) apresentam redução na corrosão por pites são: soluções de cloreto de sódio, água do mar, ácidos sulfúrico, fórmico e fosfórico.

6.10.4.4 - Resistência à Corrosão em Diversos Meios

Existem diferentes fontes [25, 29] onde resultados experimentais de resistência à corrosão podem ser encontrados, tabelados, para diferentes materiais, em diversas condições de operação. Estas tabelas devem fornecer uma orientação inicial para o processo seletivo que, em função da complexidade da aplicação, pode vir a requerer testes de laboratório, com protótipos, etc., até a decisão final sobre o material mais adequado.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

[1] COSTA E SILVA, A. L., *em Seminário de Garantia da Qualidade de Produtos Siderúrgicos*, ABM, São Paulo, 1985, p. 123.

[2] PICKERING, F. B., *Physical Metallurgy and the Design of Steel*, Applied Science Publishers Ltd., London, 1978.

[3] KNOTT, J., *Fundamentals of Fracture Mechanics*, Butterworths, London, 1973.

[4] NICHOLSON, R. W., *Pressure Vessel Engineering Technology*, Elsevier Co., New York, 1971.

[5] POPOV, E., *Introduction to Mechanics of Solids*, Prentice Hall, New York, 1968.

[6] PELLINI, W. S., PUZAK, P. P., *Welding Research Council Bulletin n.º 88*, New York, 1963.

[7] FUKUI, S., *Trans. ISIJ*, 25, nº 8 (1985) p. 861.

[8] PORTER, L. F., REPAS, P. E., *Journal of Metals*, april 1982, p. 14.

[9] EASTERLING, K, *Introduction to The Physical Metallurgy of Welding*, Butterworths, London, 1982.

[10] AMERICAN SOCIETY FOR METALS, *Metals Handbook*, 9 ed., Metals Park, 1978, vol. 1, p. 545-560.

[11] AMERICAN SOCIETY FOR METALS, *Metals Handbook*, 9 ed., Metals Park, 1978, vol. 1, p. 455-525.

[12] LONGO, W. P., *Seleção dos Aços para Construções Mecânicas*, 2 ed., Rio de Janeiro, IME, 1966.

[13] AMERICAN SOCIETY FOR METALS, *Metals Handbook*, 8 ed., Metals Park, 1961, vol. 1, p. 189-216.
[14] SHIGLEY, J., *Mechanical Engineering Design*, McGraw Hill, New York, 1972.
[15] OLEFJORD, I., *Int. Metals Reviews*, nº 4 (1978), p. 149.
[16] AMERICAN SOCIETY FOR METALS, *Metals Handbook*, 9 ed., Metals Park, 1980, vol. 3, p. 419-559.
[17] ROBERTS G. A. et alii, *Tool Steels*, 3 ed., ASM, Metals Park, 1962.
[18] AMERICAN SOCIETY FOR METALS, *Metals Handbook*, 8 ed., Metals Park, 1961, vol. 1, p. 637-778
[19] RAUTER, R. O., *Aços Ferramentas*, L. Téc. Cient. Ed., Rio de Janeiro, 1974.
[20] STREICHER, M. A., in *Stainless Steels* 77, ed. R. Q. Barr, Climax Molybdenum Co., London, 1977, p. 1.
[21] AMERICAN SOCIETY FOR METALS, *Metals Handbook*, 9 ed., Metals Park, 1980, vol. 3, p. 3-93.
[22] ABO, H. et alii, idem [20], p. 35.
[23] APRAIZ, J., *Aceros Especiales y otras Aleaciones*, 5 ed., Uno, Madrid, 1975.
[24] KEOWN, S. R. PICKERING, F. B., Proc. Conf. *"Creep Strength in Steels and High Temperature Alloys"* Shefield, 1972, London, The Metals Society, 1974, p. 134.
[25] GENTIL, V., Corrosão, 2 ed., Guanabara Dois, Rio de Janeiro, 1982.
[26] HOXIE, E. C., *"Some Corrosion Consideration in the Selection of Stainless Steels for Pressure Vessels and Piping"* in Pressure Vessels and Piping: Decade of Progress, vol. 3, ASME, New York, 1975.
[27] SCOTT, P. M., *Corrosion Science*, 25, nº 8/9 (1985), p. 583.
[28] McGANNON, H. E., ed., *The Making, Shaping and Treating of Steel*, US Steel, Pittsburgh, 9 ed., 1971, p. 980-995.
[29] NATIONAL ASSOCIATION OF CORROSION ENGINEERS, *Corrosion Handbook*, Houston, 1979.

LEITURAS ADICIONAIS

- AMERICAN SOCIETY FOR METALS, *Metals Handbook*, 9 ed., Metals Park, 1978, vol. 1 e 1980, vol. 3.
- ROBERTS, G. A. et alii, *Tools Steels*, 3 ed. ASM, Metals Park, 1962.
- WILSON, R., *Metallurgy and Heat Treatment of Tool Steels*, McGraw Hill, London, 1975.
- PICKERING, F. B., *Physical Metallurgy and the Design of Steels*, Applied Science Publishers Ltd., London, 1978.
- RAUTER, R. O., *Aços Ferramentas*, L. Téc. Cient. Ed., Rio de Janeiro, 1974.

CAPÍTULO 7

METAIS E LIGAS ESPECIAIS

7.1 - AÇOS MARAGING

7.1.1 - Introdução

Em contraste com a maioria dos aços analisados no capítulo 6, aços "maraging" são aços endurecidos por uma reação que não envolve o carbono.

Esses aços são endurecidos pela precipitação de compostos intermetálicos (durante um tratamento de envelhecimento) em uma matriz martensítica de baixo carbono.

O nome "maraging" deriva de "MARTENSITE + AGE HARDENING". Estes aços são projetados para atingir limites de escoamento na faixa de 1000 a 2500MPa.

Do ponto de vista de aplicação, a característica mais importante dos aços maraging é atingir elevadíssimas propriedades de resistência com tenacidade à fratura notável, bastante superior a dos aços de Ultra Alta Resistência (ver item 6.6) como mostra a Fig. 7.1.

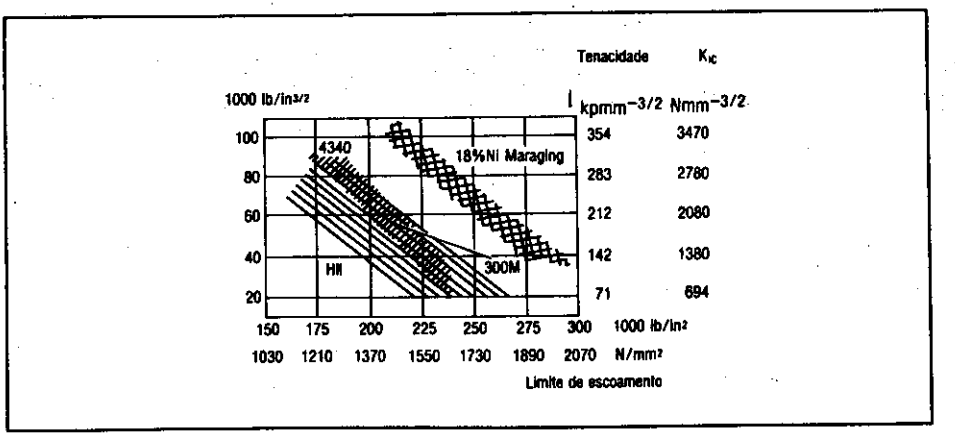


Fig. 7.1 - Tenacidade a fratura para vários tipos de aços, em função do limite de escoamento [1].

Duas outras características destes aços são muito importantes do ponto de vista de aplicação:

a) A variação dimensional que acompanha o "endurecimento", isto é, a precipitação, é mínima, o que facilita a fabricação de peças complexas (de alta resistência) endurecidas somente após a usinagem.

b) Em vista do baixíssimo teor de carbono, tem excelente soldabilidade.

Estas propriedades fazem com que os aços desta família encontrem importante aplicação em dois campos principais [2]:

a) Na área aeroespacial, em vista da elevadíssima resistência específica (por unidade de peso) aliada à tenacidade excelente e sua boa soldabilidade, são escolhidos para carcaças de mísseis, forjados aeronáuticos, molas especiais etc.

b) Como ferramentas, em função da ausência de distorção no envelhecimento além, evidentemente, das excepcionais propriedades mecânicas.

7.1.2 - Metalurgia dos Aços Maraging - Sumário

A análise do diagrama metaestável de transformação Fe-Ni (Fig. 7.2) permite compreender o princípio metalúrgico em que os aços maraging se baseiam.

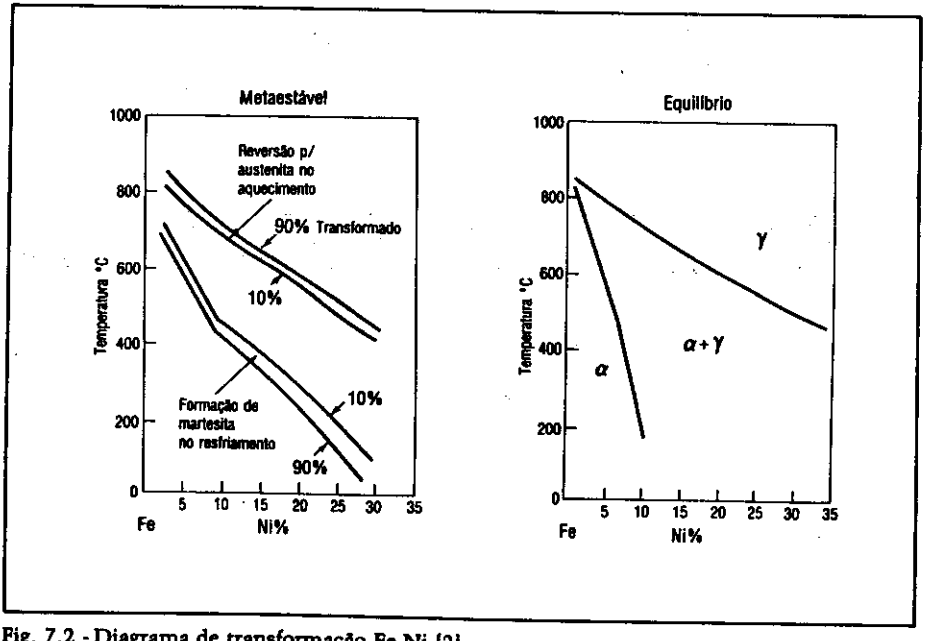


Fig. 7.2 - Diagrama de transformação Fe-Ni [2].

Enquanto a transformação austenita-martensita ocorre, no resfriamento, a temperaturas da ordem de 200-300°C para uma liga com 20% Ni, por exemplo, a temperatura para a reversão martensita-austenita desta liga é de cerca de 595°C. Esta temperatura é suficientemente alta para permitir um tratamento de envelhecimento da matriz martensítica, a temperaturas da ordem de 480°C, sem que ocorra reversão.

É importante notar, também, que mesmo resfriamentos muito lentos, nestas ligas, resultam apenas em formação de martensita.

Assim como o níquel, outros elementos de liga abaixam a temperatura de início da transformação martensítica M_i (ver Capítulo 5), com exceção do cobalto. Uma das importantes funções do cobalto nestes aços é garantir que o M_i se mantenha "elevado" e, portanto, se tenha a reação martensítica concluída à temperatura ambiente.

A maioria dos aços maraging tem M_i na faixa de 200-300°C e, portanto, são completamente martensíticos à temperatura ambiente. A martensita obtida é cúbica de corpo centrado, com baixíssimo teor de carbono (nestes aços o carbono é considerado um residual indesejável) e com alta densidade de discordâncias [3]; tem dureza de 30-35Rc [2] e é relativamente fácil de usinar.

No tratamento de envelhecimento, em função da histerese descrita anteriormente, não há formação de austenita mas sim a precipitação de fases intermetálicas, acelerada pela influência da alta densidade de discordâncias na difusividade dos elementos substitucionais. Com a presença de molibdênio e titânio, Ni_3Mo, Ni_3Ti e Fe_2Mo (Fase de Laves) são precipitados [3]. A presença de cobalto reduz a solubilidade do molibdênio o que aumenta a quantidade de precipitados contendo este elemento.

Naturalmente, o aumento da temperatura na faixa de formação de austenita ou a manutenção à temperatura de envelhecimento por períodos excessivamente longos pode provocar superenvelhecimento. Neste caso, além do aumento de tamanho e perda de coerência dos precipitados, transformações de fase no sentido do equilíbrio (Fig. 7.2) podem ocorrer, formando-se austenita e ferrita.

Carbono e enxofre são as impurezas mais importantes nestes aços e requerem rigoroso controle. Elementos com Sn, Sb, As, importantes para a fragilidade de revenido dos aços de ultra alta resistência não são tão perniciosos nos aços maraging [2].

Para garantir propriedades satisfatórias, normalmente estes aços são submetidos à fusão e refusão sob vácuo (VIM + VAR, Capítulo 9).

7.2 - NÍQUEL E SUAS LIGAS

O níquel é um dos metais mais importantes usados em engenharia. Além de extensa aplicação como elemento de liga em aços e outras ligas, o níquel puro e suas ligas têm características importantes, responsáveis por sua ampla utilização.

Níquel puro tem uma boa combinação de propriedades, incluindo resistência à corrosão em diversos meios, boa resistência mecânica e elevada dutilidade, mesmo a temperaturas muito baixas. Aplicações e propriedades do níquel comercialmente puro são descritas na Folha Resumo (Apêndice B) do EMVAC 200.

A adição de cobre ao níquel cria uma série de ligas úteis. Monel, (EMVAC 400; ver Apêndice B) com aproximadamente 67% níquel - o resto basicamente cobre - apresenta melhor resistência mecânica do que o níquel puro e excelente resistência à água do mar corrente, encontra ampla aplicação em ambientes marinhos. Adições de alumínio e titânio tornam esta liga endurecível por precipitação (EMVAC K-500, ver Apêndice B).

O aumento do teor de cobre até 55% produz uma importante liga para resistência elétrica, Constatan (EMVAC JT), utilizado também em termopares com cobre puro, e ferro puro (EMVAC Fe).

Ligas Ni-Fe têm importantes propriedades magnéticas. Baixa perda por histerese durante ciclo magnético, baixa perda por corrente induzida e alta permeabilidade magnética (isto é, material magnético "mole") são características possíveis de se obter com estas ligas. A permeabilidade inicial (para baixa força de magnetização) aumenta com a adição de níquel ao ferro [4] atingindo um máximo com cerca de 80% Ni. Este tipo de liga é conhecida como Permalloy e foi descoberta nos laboratórios Bell em 1916.

Diferentes ligas com características magnéticas especiais são desenvolvidas para outras aplicações específicas, como EMVAC NiFe 50 e NiFe 37, EMVAC Termo C.

Determinadas composições de ligas Fe-Ni são caracterizadas por baixos coeficientes de dilatação, sendo Invar (Fe-36% Ni, EMVAC Ni-Fe 36, a mais importante. Estas ligas são empregadas em padrões de comprimento, elementos mecânicos de precisão em relógios, termostatos e algumas aplicações especiais em eletrônica, assim como selos vidro-metal, essenciais para a produção de lâmpadas e válvulas eletrônicas.

O aumento do teor de níquel (EMVAC 42 e 46, com respectivamente 42% e 46% de níquel) aumenta o coeficiente de dilatação, mas amplia a faixa em que este permanece constante [6].

A adição de cobalto a ligas Fe-Ni aumenta um pouco o coeficiente

de dilatação destas ligas mas alarga ainda mais o campo de temperaturas onde este coeficiente se conserva uniforme [6]. Ligas como Kovar (EMVAC GMS 1) têm larga aplicação como selos vidro-metal, em função desta característica.

As ligas Ni-Cr e Ni-Cr-Fe têm elevada resistência mecânica e resistência à corrosão e oxidação em ampla faixa de temperaturas e diversos ambientes.

Aplicações importantes cobrem um vasto campo, desde resistências elétricas para aquecimento, vasos e trocadores em indústrias químicas e produção de energia até aplicações em turbinas a jato [ver item 7.3].

A liga mais importante para aquecimento elétrico é 80%Ni-20%Cr (EMVAC NiCr80), aplicada em atmosferas oxidantes até aproximadamente 1150°C.

Em função de suas boas propriedades a alta temperatura 80%Ni-20%Cr foi uma das bases para o desenvolvimento das Superligas Nimonic, na Inglaterra [7].

As principais características requeridas para aplicação em resistências para aquecimento elétrico são [8]:

— Alto ponto de fusão
— Alta resistividade elétrica
— Reprodutibilidade do coeficiente de variação da resistividade com a temperatura
— Resistência à oxidação no ambiente do forno
— Resistência à contaminação

Naturalmente baixa expansão térmica e alto módulo de elasticidade são características importantes destas ligas pois permitem minimizar a ocorrência de fadiga térmica.

Para aplicações a temperaturas mais elevadas (1100 a 1300°C) quando a resistência à oxidação é especialmente importante, adições de alumínio, além do cromo, podem ser especialmente úteis para a formação de uma camada protetora de óxido. Ligas Fe-Ni-Al e Fe-Cr-Al (como EMVAC CrAl 1 e 2) são recomendadas para resistências elétricas aplicadas nestas temperaturas.

A consideração da atmosfera do forno bem como da presença de contaminantes é fundamental para a correta seleção de ligas para aquecimento. Condições oxidantes, por exemplo, são mais favoráveis para ligas que dependem da formação de camada de óxido (Cr, Al) para passivar, enquanto que pequenas percentagens de enxofre na atmosfera podem comprometer, em muito, a vida de resistências à base de níquel.

Para aplicações em ambientes corrosivos e altas temperaturas, diferentes ligas Ni-Cr e outras ligas mais complexas foram desenvolvidas.

Ligas desenvolvidas pela International Nickel Co. incluem Inconel 6xx e 7xx. O prefixo 6 indica ligas não endurecíveis por precipitação e o prefixo 7, ligas que endurecem por precipitação. Ligas Nimonic (marca registrada de Henry Wiggin & Co.), Rene (desenvolvidas pela General Eletric Co.), Udimet (Special Metals Inc.) e MARM (de Martin Metals Division de Martin Marietta Co.) são ligas freqüentemente classificadas como superligas e discutidas no próximo item.

7.3 - SUPERLIGAS

7.3.1 - Introdução

Superligas são ligas à base de Fe, Ni ou Co, contendo Cr para resistência à oxidação e corrosão e outros elementos para resistência mecânica a temperatura elevada. Tradicionalmente, são consideradas as ligas para emprego a temperaturas superiores a aproximadamente 540°F [9].

Para uso acima de 600°C, normalmente três grupos de materiais são considerados [10]:

— Aços austeníticos para alta temperatura
— Superligas endurecidas por solução sólida
— Superligas endurecidas por precipitação

Para aplicações estruturais, o limite atual da tecnologia de superligas é de aproximadamente 950°C enquanto que, para aplicações sem solicitações mecânicas, temperaturas de até 1200°C podem ser aceitas, em alguns casos.

Para aplicações acima destes limites outros materiais são normalmente considerados, como cerâmicas, compostos intermetálicos (Ni_3Al, por exemplo) e metais e ligas refratárias [item 7.6].

Grande parte do desenvolvimento das superligas pode ser creditada às necessidades decorrentes do desenvolvimento de turbinas a gás. É particularmente interessante observar que o desenvolvimento destas turbinas, desde sua concepção, vem sendo limitado pelos materiais disponíveis [9, 11].

Superligas à base de Fe-Ni são normalmente produtos trabalhados mecanicamente. Ligas à base de Ni e de Co são, freqüentemente, projetadas para fundição. Algumas composições com maior quantidade de elementos de liga só podem ser obtidas por fundição, ou por modernos processos alternativos (solidificação rápida, metalurgia do pó etc.).

Como regra geral, em função dos elementos de liga empregados, do controle de residuais, fundamental para se atingir as propriedades

necessárias, assim como da necessidade do melhor controle possível da estrutura de solidificação, superligas requerem fusão sob vácuo e refusão (VAR, ESR ou EB, veja Capítulo 9), se o aproveitamento máximo de suas propriedades é desejado.

As exigências crescentes sobre as superligas, como classe de material, requerem o máximo em desenvolvimento metalúrgico, tanto a nível do projeto da liga (Alloy Design [13]) como com respeito aos processos de fabricação.

Propriedades importantes no desenvolvimento e caracterização de superligas são:

— Resistência à fluência
— Resistência à fadiga térmica e mecânica
— Estabilidade Estrutural
— Resistência à corrosão/oxidação a quente, no ambiente em questão.

Além disto, propriedades tecnológicas como soldabilidade, formabilidade etc. devem ser consideradas.

7.3.2 - Metalurgia das Superligas - Sumário

Como classe, as superligas estão entre os materiais mais complexos, metalurgicamente. A descrição aqui apresentada é, portanto, apenas um sumário. Para discussão aprofundada, consultar as referências [9], [10] e [13].

De uma forma geral, superligas são constituídas por uma matriz de estrutura CFC (γ) e fases secundárias.

Estas fases secundárias podem ser:

— Carbonetos
— γ': Fase CFC ordenada do tipo A_3B, tipicamente Ni_3 (Al, Ti), podendo ocorrer alguma dissolução de outros elementos. Ocorre em ligas a base de Ni e de Fe-Ni. (γ'', tetragonal de corpo centrado TCC, ordenada, pode ocorrer em ligas de teor de Nb elevado [11]).
— Outras fases, normalmente indesejáveis, como σ, η, fases de Laves etc.

Os principais mecanismos responsáveis pelas notáveis propriedades das superligas são endurecimento por precipitação e endurecimento por solução sólida. A principal função dos carbonetos é estabilizar os contornos de grão [10].

É importante observar que, em aplicações de alta temperatura, microestrutura é uma característica dinâmica. Normalmente, ao longo da vida de componentes, ocorrem alterações microestruturais que

dificultam, ainda mais, uma discussão sumária da estrutura destas ligas.

A seguir discute-se as principais famílias de superligas, com ênfase em suas características metalúrgicas.

7.3.2.1 - Superligas à base de Fe e Ni

Uma família destas ligas foi desenvolvida a partir dos aços inoxidáveis austeníticos (veja item 6.10.3).

O teor de Cr é balanceado para se obter resistência à oxidação e/ou corrosão, e o teor de Ni deve ser suficiente para garantir a estabilidade da austenita às temperaturas elevadas.

O uso de Nb e Ti evita a formação de carbonetos de cromo nos contornos de grão. Além disto endurecimento por precipitação de carbonetos pode ser utilizado (veja item 6.10.4).

Elementos como Mo e W podem ser empregados para produzir endurecimento por solução sólida.

A classe mais importante destas superligas, entretanto, é a de ligas endurecidas por precipitação de compostos intermetálicos.

Ligas com A-286, Incoloy 901, são endurecidas por precipitação de γ', o precipitado mais comum, enquanto que no EMVAC 718, (Inconel 718) com teor de Nb mais elevado, a precipitação de γ'' é importante. (Apesar de conter da ordem de 18,5%Fe, EMVAC 718 é freqüentemente classificada como liga à base de Ni).

EMVAC 800H, extensivamente empregado em indústria química e petroquímica, e em tubulações de geradores de vapor de centrais nucleares PWR, por exemplo, é um aço inoxidável modificado, em que pequenas adições de Ti e Al produzem alguma precipitação de γ'.

7.3.2.2 - Superligas à base de Ni

As ligas à base de níquel também empregam o cromo para obter resistência à corrosão e oxidação, através de formação de uma película protetora, de óxido de cromo.

Adições de alumínio são favoráveis na resistência à oxidação, especialmente a temperaturas elevadas (acima de 1000°C) quando a película de óxido de cromo (Cr_2O_3) se torna menos protetora, devido à tendência à volatilização do CrO_3 e a contribuição da alumina passa a ser crítica [14].

Além disto, o alumínio desempenha papel fundamental nas reações de precipitação.

De forma geral, as ligas Ni-Cr são semelhantes aos aços austeníticos e têm mecanismos de endurecimento também semelhantes.

Ligas como EMVAC HC (Hastelloy C-276) e outras ligas Hastelloy como C ou X, por exemplo, obtém resistência principalmente por endurecimento por solução sólida e, possivelmente pela precipitação de carbonetos.

É interessante observar que as condições que conduzem a propriedades ótimas a temperaturas elevadas (resistência, estabilidade micro-estrutural) freqüentemente conflitam com outros requisitos como por exemplo, resistência à corrosão. O caso das ligas Ni-Cr-Mo-W (Hastelloys C, C276 (EMVAC HC) e X) é um exemplo em que a resistência à corrosão foi considerada mais importante no projeto e desenvolvimento da superliga [15].

O usuário da liga deve ter em mente que a otimização de todas as propriedades é praticamente impossível e somente através da correta caracterização das condições de aplicação a seleção poderá ser bem sucedida.

A introdução de adições de Ti e Al nas superligas à base de Ni, possibilita o endurecimento por precipitação de γ', dando origem à classe mais importante dentre estas superligas. Nesta classe se incluem EMVAC WP (Waspaloy), Udimet 700, IN-100, EMVAC X-750 etc.

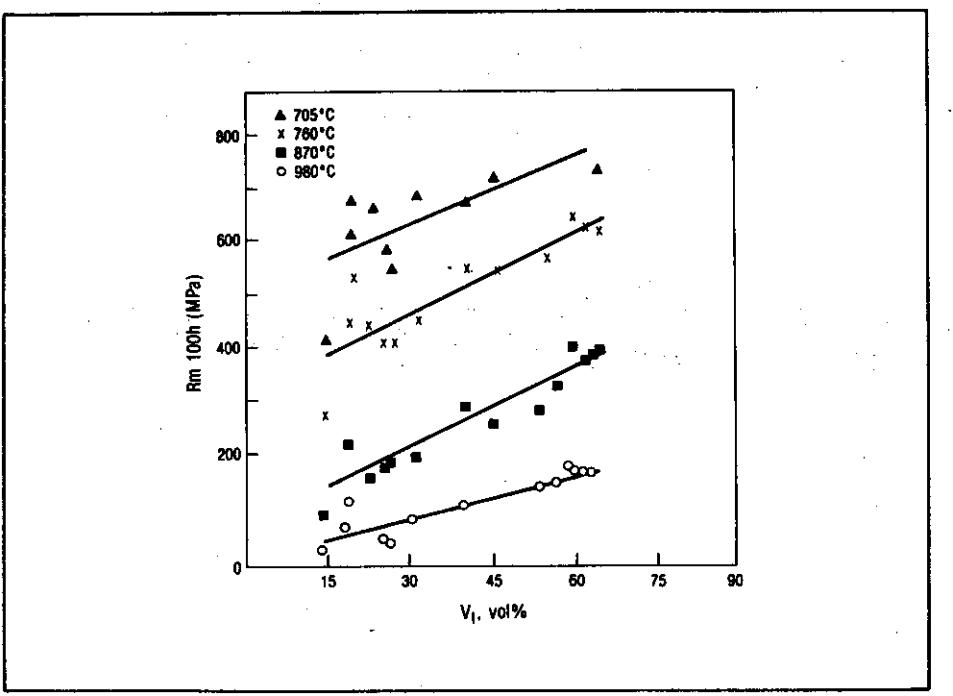


Fig. 7.3 - Tensão de ruptura em função da fração volumétrica de γ', para várias temperaturas [9].

Historicamente, Nimonic 80 (EMVAC 80), desenvolvido na década de 1940, na Inglaterra pela Mond Nickel Co./International Nickel Co. e Inconel X-750 (EMVAC X750), desenvolvido a partir do Inconel 600 (endurecido por solução sólida) e do Monel K-500 (EMVAC K-500) pela International Nickel Co. nos EUA, foram as primeiras superligas a aproveitarem o endurecimento por precipitação de γ'.

Neste caso, a semelhança com os mecanismos de resistência dos aços inoxidáveis é limitada, especialmente em ligas que empregam frações volumétricas elevadas de precipitados.

Nestas ligas, normalmente, a fração volumétrica da fase precipitada controla as propriedades obtidas, como mostra a Fig. 7.3.

Assim, não é surpreendente que a tendência natural do desenvolvimento destas ligas seja no sentido de teores crescentes de elementos de liga, para produzir elevadas frações volumétricas de precipitados (Fig. 7.4).

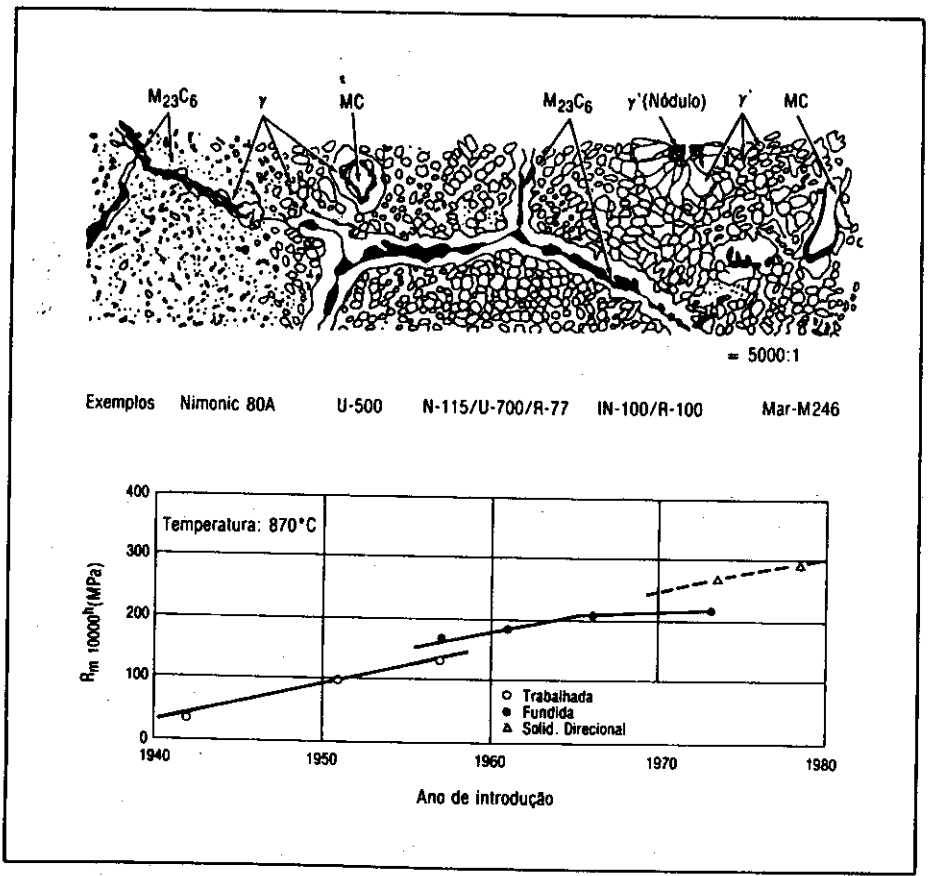


Fig. 7.4 - Desenvolvimento de superligas à base de níquel. Ano de introdução e características microestruturais [10].

As superligas com maior teor de elementos de liga e fração volumétrica de precipitados (acima de 45%, tipicamente [9]) requerem, em geral, processamento especial (fundição sob vácuo ou metalurgia do pó). Este processamento visa a evitar defeitos que seriam esperados no caso da produção de lingotes seguida por conformação mecânica.

Para aplicações em que o comportamento dos contornos de grão é fundamental, como palhetas de turbinas, solidificação direcional ou produção de peças monocristalinas [13] podem ser empregadas.

Uma classe adicional de superligas à base de Ni são as ligas endurecidas por dispersão de óxidos (Oxide Dispersion Strengthened) como IN MA 754.

7.3.2.3 - Superligas à base de Co

Em função da instabilidade à alta temperatura da fase γ' em ligas de Co, ligas endurecidas pela precipitação desta fase, a semelhança das ligas à base de Fe-Ni ou de Ni, não são empregadas [10].

Os principais mecanismos de resistências nestas ligas são endurecimento por solução sólida e precipitação de carbonetos.

Ligas de cobalto para aplicações a temperaturas elevadas foram extensivamente empregadas nas primeiras turbinas a jato desenvolvidas durante a 2.ª Guerra Mundial.

Com o advento da fusão sob vácuo (ver Capítulo 9) superligas à base de níquel endurecidas por precipitados de elementos de liga altamente reativos (Al, Ti) foram desenvolvidas. Tais ligas superam em muito as ligas de cobalto até então empregadas e praticamente interromperam o desenvolvimento destas ligas, para turbinas.

Uma vez que as superligas à base de cobalto têm boa soldabilidade (o que facilita reparos) e, em função dos elevados teores de cromo adicionado, apresentam boa resistência à corrosão a temperatura elevada, ainda encontram ampla aplicação em turbinas, em partes estacionárias a temperaturas acima de 980°C.

Em função da má distribuição geográfica das reservas mundiais de cobalto, este metal é considerado estratégico. A década de 1970 assistiu a consideráveis esforços, principalmente nos EUA, de substituição de cobalto e suas ligas por outros metais, em função deste aspecto.

Uma limitação adicional no emprego de ligas de cobalto na indústria aeronáutica diz respeito à sua elevada densidade, especialmente quando propriedades específicas (por unidade de peso) são consideradas (ver item 7.4).

Outras aplicações importantes de ligas de cobalto são em peças para fornos de tratamento térmico (como também as superligas à base de Ni e Fe-Ni) e ligas com elevada resistência ao desgaste, como Stellites (EMVAC ST4, ST6, STF).

Ligas para resistência ao desgaste são utilizadas como fundidos, forjados e freqüentemente, depositadas por soldagem ou plasma.

7.4 - TITÂNIO E SUAS LIGAS

7.4.1 - Introdução

A excelente relação resistência/peso das ligas de titânio, combinada à sua rigidez e suas propriedades à alta temperatura são fatores importantes que conduziram, a partir da década de 1950, a sua ampla (e crescente) aplicação na indústria aeroespacial, apesar dos custos relativamente elevados para sua obtenção.

Além disto, resistência à corrosão em determinados meios especialmente corrosivos (ácido sulfúrico e cloro, por exemplo), e suas propriedades a temperaturas sub-zero fazem do titânio e suas ligas candidatos obrigatórios na seleção de materiais para determinadas aplicações.

De forma geral, titânio "puro" (sem elementos de liga), com resistência mecânica relativamente baixa, mas de fácil fabricação e processamento, é empregado para aplicações onde resistência à corrosão é a consideração mais importante na seleção.

Ligas de titânio são, em geral, empregadas em aplicações visando elevada relação resistência/peso. Nestas aplicações críticas, reprodutibilidade de propriedades e nível muito baixo de defeitos (inclusões, segregação etc.) é requerido e, normalmente, o custo de processamento é bem mais elevado. A tendência atual, nestas ligas, é o desenvolvimento (alloy design) de ligas especiais para aplicações específicas.

7.4.2 - Metalurgia do titânio e suas ligas - Sumário

A temperaturas inferiores a 882°C o titânio tem estrutura hexagonal compacta (alfa). Acima desta temperatura ocorre a variedade alotrópica beta, cúbica de corpo centrado.

O titânio tem grande afinidade pelos elementos hidrogênio, carbono, nitrogênio e oxigênio, todos formadores de soluções sólidas intersticiais. A presença destes elementos tende a aumentar a dureza e a resistência. Uma vez que o oxigênio é normalmente, o intersticial mais importante, é comum expressar o efeito total destes residuais como "oxigênio equivalente". A Fig. 7.5 mostra o efeito do "oxigênio

equivalente'' em algumas propriedades do titânio. É importante observar que qualquer efeito benéfico do oxigênio nas propriedades do titânio é normalmente perdido acima de 300°C [16].

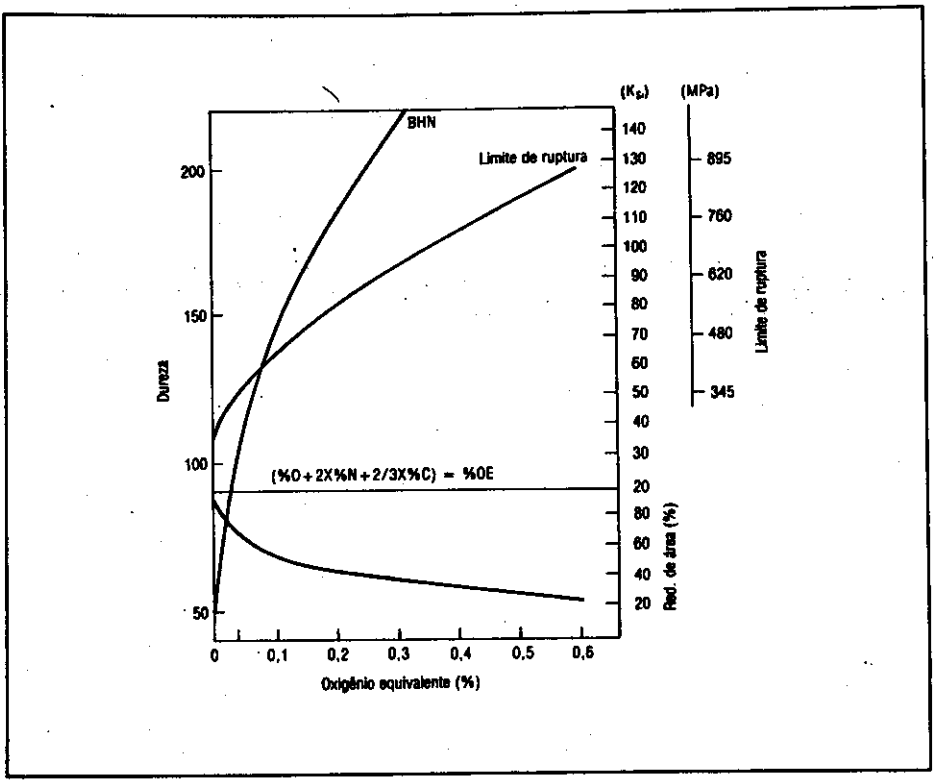


Fig. 7.5 - Dureza e propriedades no ensaio de tração do titânio, em função do ''oxigênio equivalente'' [17].

Como estes intersticiais reduzem a tenacidade do titânio e suas ligas, tanto a temperatura ambiente como a baixas temperaturas, para aplicações com solicitações extremas ou sub-zero é recomendado o uso de ligas ELI (''extra-low interstitial'') com teores de intersticiais extremamente baixos.

Além disto, a elevada solubilidade do oxigênio causa um problema peculiar no processamento do titânio e suas ligas. Além da oxidação superficial, normalmente esperada, o oxigênio se difunde em uma camada superficial (''α-case'') endurecendo-a, por solução sólida. Esta camada deve ser necessariamente removida, se as melhores propriedades são desejadas.

Em ligas de titânio, os elementos adicionados agem como estabilizadores da fase alta (hexagonal compacta) presente, no Ti puro, abai-

xo de 882°C ou da fase beta (cúbica de corpo centrado), existente acima desta temperatura.

Assim, elementos como alumínio, O, C e N aumentam a temperatura de transição α-β e são, portanto, estabilizadores de α.

Molibdênio, vanádio, manganês, cobre, cromo e ferro são estabilizadores de β.

O alumínio é o elemento de liga mais utilizado [17] pelo seu efeito favorável na densidade, elevado endurecimento por solução sólida, entre outros motivos [16, 17]. O máximo teor de alumínio adicionado é normalmente limitado a cerca de 7% em função do aparecimento de Ti_3Al (α_2) e fragilização [16].

Vanádio e molibdênio são os mais freqüentes estabilizadores de β empregados.

As ligas de titânio são convenientemente classificadas em função das fases presentes em sua microestrutura.

As ligas mais simples são aquelas com microestrutura totalmente α.

Titânio "puro" tem microestrutura α e é endurecido por elementos em solução sólida (Graus F1, F2, F3, F4, ASTM B 381, por exemplo). Este material é empregado na indústria química (resiste à maior parte dos ácidos minerais e cloretos), indústria de papel e celulose (resiste a cloro, cloro úmido e outros compostos de cloro utilizados no branqueamento), ambientes marinhos (condensadores de usinas nucleares) etc. É fornecido em diferentes formas de produtos (tubos, chapas, fundidos etc.) e utilizado em grande variedade de equipamentos em função da excelente resistência à corrosão, boa soldabilidade e fácil fabricação. Do ponto de vista de resistência, entretanto, é bastante limitado.

Melhorias sensíveis na resistência mecânica são obtidas pela adição de um estabilizador de α, como o alumínio. Adições de estanho produzem mais endurecimento por solução sólida, sem reduzir significativamente a dutilidade.

Ti-5Al-2.5 Sn (5% Al, 2.5% Sn) é uma composição freqüentemente utilizada, respondendo por cerca de 25% do consumo mundial de ligas de titânio [18]. Esta liga tem boas propriedades criogênicas (atenção: ligas de titânio não podem ser usadas em contato com oxigênio líquido [19]) e, como todas as ligas totalmente α, excelente soldabilidade.

Adições de Al, Sn e Zr têm efeito favorável na resistência a fluência da fase α [19].

Ligas $\alpha + \beta$, com pequenas adições de estabilizadores de β incluem a mais comum das ligas de titânio, Ti-6Al-4V, cujo consumo

representa 65% da produção de ligas de titânio [18].

Além disso, nesta categoria se enquadra a maior parte das ligas comerciais disponíveis. São amplamente aplicadas na indústria aeronáutica (segundo especificações MIL ou AMS) e também em implantes ortopédicos.

As ligas com pequena quantidade de β na microestrutura (tipicamente menos de 2-3% β [20]) são chamadas "near-α" ou "super-α" e têm comportamento semelhante às ligas α. São utilizadas principalmente quando resistência a fluência a temperatura elevada é desejada [16, 21]. A redução de peso obtida em componentes rotativos de turbinas (até 44% em palhetas e 20% em discos) justifica o interesse crescente nestas ligas, já aplicadas, presentemente, até a 590°C [16].

Ligas β são fáceis de conformar e endurecem por tratamento térmico. São preferidas quando resistência elevada é necessária à temperaturas relativamente baixas [16, 21].

Tratamentos térmicos e termomecânicos de ligas de titânio constituem um amplo campo de possibilidades metalúrgicas, inclusive conformação superplástica. Referências adicionais sobre o assunto são citadas no fim do capítulo.

7.4.3 - Obtenção do titânio

O titânio é normalmente obtido a partir do rutilo (TiO_2), através do processo Kroll. Neste processo, o óxido é convertido, inicialmente, em $TiCl_4$ (tetracloreto de titânio). Utiliza-se o magnésio, que tem maior afinidade pelo cloro do que o titânio, para reduzir este cloreto, obtendo-se um produto poroso de titânio ("esponja") e cloreto de magnésio. Este cloreto é decomposto eletroliticamente e o cloro e o magnésio recirculados no processo.

Os pedaços de esponja são compactados, com ou sem adição de elementos de liga, para formar um eletrodo destinado à refusão sob vácuo (VAR, veja Capítulo 9). A refusão sob vácuo é essencial para controlar a absorção de oxigênio e nitrogênio do ar, extremamente perniciosos para as propriedades do titânio e suas ligas. Dupla refusão sob vácuo pode ser empregada, quando refino e homogeneidade elevados são requeridos.

7.5 - ZIRCÔNIO E SUAS LIGAS

Zircônio e titânio têm características físicas e químicas muito semelhantes. Apesar de não ser tão abundante quanto o titânio, o zircônio é importante, em função de sua aplicação na indústria nuclear.

Em vista de sua baixíssima seção de choque para absorção de neutrons térmicos (o zircônio é praticamente "transparente" para neutros nesta faixa de energia) e do fato de não ter isótopos inconvenientes, encontra aplicação na fabricação dos tubos de revestimento dos elementos combustíveis de usinas nucleares.

Acima de 870°C o zircônio tem estrutura cúbica de corpo centrado (β). Abaixo desta temperatura a estrutura é hexagonal compacta (α). A transformação β-α dá origem à elevada anisotropia das propriedades mecânicas. Esta característica é muito importante e deve ser considerada sempre que se trabalha com ligas de zircônio.

Assim como no caso do titânio, o oxigênio tem importante efeito nas propriedades do zircônio e deve ser rigorosamente controlado.

Carbono, silício e fósforo têm baixa solubilidade no zircônio, precipitando compostos intermetálicos.

Háfnio, o terceiro elemento do subgrupo IV B na tabela periódica (junto com Ti e Zr), é um elemento sempre presente nos minérios de zircônio. Durante muito tempo misturas de Hf e Zr foram consideradas um metal apenas [22]. Apesar de ter propriedades mecânicas, metalúrgicas e químicas muito semelhantes ao zircônio, o háfnio é absorvedor de neutrons [23].

Para aplicações nucleares, portanto, a presença de háfnio nas ligas de zircônio não é aceitável. Para outras aplicações, até 4,5% de háfnio é, normalmente, aceitável [23].

A maior parte das ligas de zircônio é diluída, sendo bastante semelhantes ao zircônio puro.

Zircalloy 2 e 4 são as ligas mais comuns, contendo estabilizadores de α (Sn, O) e estabilizadores de β (Fe, Cr, Ni).

Zr-2.5Nb é a única outra liga significante comercialmente [23], tendo propriedades semelhantes aos Zircalloys, exceto pela resistência à corrosão, algo inferior.

7.6 - METAIS REFRATÁRIOS E SUAS LIGAS

Os metais dos grupos V B e VI B da Tabela Periódica são, normalmente, considerados metais refratários, em função de seus elevados pontos de fusão (Tabela 7.1).

Dentre estes, os mais importantes são nióbio e tântalo (grupo V B) e molibdênio e tungstênio (grupo VI B).

Durante muitos anos, as aplicações destes metais e suas ligas se limitaram a filamentos de lâmpadas e outras resistências elétricas para temperaturas elevadas; grades de válvulas eletrônicas e contactos elétricos [24].

Metal	Densidade (g/cm^3)	Ponto de fusão (°C)	Grupo
Ni	8.9	1453	VIII
Co	8.85	1495	VIII
V	6.1	1900	V
Cr	7.19	1875	VI
Nb	8.57	2468	V
Mo	10.22	2610	VI
Ta	16.6	2996	V
W	19.3	3410	VI

Tabela 7.1 - Propriedades de alguns metais para aplicação à temperatura elevada [17].

Presentemente, importantes aplicações para metais refratários e suas ligas têm sido encontradas nas indústrias nuclear, aeroespacial e na produção de componentes eletrônicos.

Além das características inerentes à aplicação, a capacidade de ser fabricado é decisiva na seleção de um material refratário. Neste ponto, nióbio e tântalo têm sensível vantagem sobre os elementos do grupo VI B. A elevada solubilidade dos intersticiais C, N, O e H nestes metais é uma das causas importantes da sua boa dutilidade à temperatura ambiente. O nióbio metálico, por exemplo, pode sofrer 90% de redução a frio antes de ser necessário um tratamento térmico para a recuperação da dutilidade [25]. Como o molibdênio e o tungstênio têm baixa solubilidade destes intesticiais, cuidados adicionais são requeridos em seu refino e fabricação [17].

7.6.1 - Nióbio e Tântalo

Nióbio e tântalo ocorrem associados em diversos minerais, na natureza. O nióbio (ou colúmbio) foi descoberto em 1801 e o tântalo em 1802 [26]. Suas propriedades químicas são tão semelhantes que naquela época, sua separação e caracterização apresentava sérias dificuldades.

O nióbio tem ponto de fusão de 2468°C. Dentre os quatro metais refratários aqui discutidos, este é o mais baixo ponto de fusão. Tanto o nióbio como o tântalo têm resistência mecânica moderada (200-300MPa) elevada dutilidade e capacidade de encruamento e tenacidade a baixas temperaturas. Ligas destes metais com propriedades satisfatórias de resistência até 1650°C são disponíveis [26].

O nióbio tem densidade pouco superior a do ferro e da ordem de metade daquela do tântalo.

Do ponto de vista de resistência química, o tântalo é, de forma geral, mais resistente do que o nióbio [17, 27]. O nióbio resiste a

maior parte dos ácidos orgânicos e minerais em qualquer concentração, até 100°C [15,26], exceto ácido fluorídrico. O tântalo é mais resistente às concentrações mais elevadas e até temperaturas mais altas (190°C) [26].

Tanto o nióbio como tântalo têm excelente resistência ao ataque por vários metais líquidos, como Pb, Hg, Bi, Li, Na etc. Resistem também ao cloro úmido e gasoso [28].

Em vista de sua elevada reatividade com oxigênio e nitrogênio e capacidade de dissolver intersticiais, a exposição direta ao ar a temperaturas elevadas não é recomendada [25]. Para aplicações a temperaturas elevadas, revestimentos protetores devem ser empregados (compostos de alumínio ou silício, principalmente [24]). Na verdade, as aplicações a temperaturas elevadas dos metais refratários são limitadas pelo desenvolvimento destes revestimentos [24, 29]. Trabalho a quente é limitado a seções de grandes dimensões, com a eliminação posterior da região "contaminada" pela absorção de intersticiais, principalmente oxigênio. Felizmente a elevada dutilidade a temperatura ambiente do nióbio e do tântalo permite sua conformação a frio em inúmeras formas.

Em vista da elevada reatividade e alto ponto de fusão, processos de soldagem adequados devem ser selecionados. TIG e soldagem por feixe-eletrônico são alguns dos processos mais adequados.

Especial atenção deve ser dada à limpeza das peças a soldar e a total proteção da poça líquida e do lado oposto da junta a soldar ("raiz"). Observados estes cuidados, nióbio e tântalo são satisfatoriamente soldáveis. Revestimentos de nióbio ou tântalo podem ser aplicados sobre outros metais como aço, alumínio e cobre, para minimizar custos. Esta solução é muito empregada na indústria química.

7.6.1.1 - Emprego

Aproximadamente 60% do tântalo produzido é consumido pela indústria eletrônica, principalmente na fabricação de capacitores [26]. A importância do tântalo na indústria química, entretanto, não pode ser desconsiderada, principalmente no processamento dos ácidos nítrico, clorídrico, brômico e sulfúrico.

Em vista de seu menor custo [28], o nióbio e suas ligas devem ser consideradas sempre que o tântalo ou revestimento de tântalo for selecionado, para aplicações em ambientes corrosivos.

O nióbio apresenta supercondutividade, isto é, perda de toda a resistividade elétrica abaixo de uma temperatura crítica, próxima ao zero absoluto. A temperatura crítica do nióbio puro é 9.15K [28]. Dife-

rentes sistemas supercondutores baseados no nióbio têm sido desenvolvidos como Nb_3Sn [30] Nb_3Ge [31]. Tecnologias de produção e desenvolvimento destes materiais, bem como de equipamentos para sua utilização têm sido intensamente pesquisadas. A principal aplicação presentemente contemplada para estas ligas supercondutoras é a produção de supermagnetos compactos.

Tomógrafos para diagnóstico médico, desenvolvimento de geradores de potência a fusão nuclear, trens levitados, capazes de atingir até 500km/h, são algumas áreas onde estes magnetos são essenciais para os desenvolvimentos necessários até o final do século [28].

A densidade relativamente baixa do nióbio favorece o emprego deste metal e suas ligas a temperaturas elevadas na indústria aeroespacial. C-103 (Nb-10Hf-1Ti), por exemplo, é utilizado no sistema de propulsão de foguetes até a 1480°C assim como em partes de turbina [32, 33]. A sua excelente formalibilidade e soldabilidade é uma vantagem decisiva, nestas aplicações.

Presentemente, somente nióbio e suas ligas estão sendo considerados para a fabricação de reatores nucleares, para uso no espaço [33], em função de sua densidade, compatibilidade com metais líquidos (refrigerante do reator) e baixíssimo secção de choque para neutrons térmicos. As principais ligas aplicadas em reatores nucleares, são, atualmente, Nb-Zr (1 ou 2.5%Zr) aplicadas como internos de reatores e/ou revestimento de combustível.

Outras aplicações importantes de nióbio e suas ligas incluem rebites para a indústria aeronáutica (Nb-55Ti, AMS4982) [24], que requer, em menor força para aplicação e é mais resistente à temperatura elevada do que as ligas de titânio comumente empregadas e partes estruturais de válvulas e lâmpadas de vapor de sódio.

A elevada reatividade e solubilidade de intersticiais, bem como o elevadíssimo ponto de fusão destes metais, exigem o emprego de técnicas especiais de refino para a sua produção.

Um dos principais roteiros de obtenção do nióbio passa pela redução aluminotérmica [25] de concentrados de seu óxido.

O refino é normalmente realizado por refusão em forno de Feixe Eletrônico (Electron Beam Remelting) [34, 35] (Capítulo 9).

7.6.2 - Molibdênio

Além do elevado ponto de fusão, o molibdênio tem alto módulo de elasticidade, alta resistência mecânica a temperaturas elevadas, alta condutividade térmica e boa resistência à corrosão. Sua densidade é sensivelmente menor que a do tântalo e do tungstênio.

O maior problema no emprego do molibdênio à temperatura elevada é a sua rápida oxidação (a mais rápida entre os metais refratários aqui analisados) [17].

Molibdênio e suas ligas são produzidos por metalurgia do pó ou por refusão sob vácuo (VAR) ou em forno de Feixe Eletrônico (EB).

Tem estrutura cúbica de corpo centrado, como Nb, Ta e W. Ao contrário do nióbio e do tântalo, entretanto, tem temperatura de transição dútil-frágil relativamente elevada (−20°C a 100°C) [24], o que requer fabricação a temperatura elevada. Apesar de 10 a 30% de Rh ser efetivo no abaixamento da temperatura de transição do molibdênio, esta opção é extremamente cara, devido à escassez do rênio [17]. Em vista de sua rápida oxidação, o trabalho deve ser realizado no máximo a 540°C [24].

7.6.2.1 - Emprego

Na indústria elétrica e eletrônica, o molibdênio encontra variadas aplicações, como catodos e partes de catodos em diversos equipamentos, partes de válvulas eletrônicas etc.

É empregado em resistências elétricas para aquecimento a temperaturas até cerca de 2000°C, desde que observadas as precauções necessárias para evitar sua oxidação catastrófica.

Na indústria aeroespacial é aplicado, por exemplo, em bordos de ataque de superfícies de controle e blindagens térmicas em mísseis.

Quando maior resistência mecânica for desejada à temperatura elevada, ligas como Mo-0.5 Ti ou TZM (Mo-0.5Ti-0.1Zr) podem ser empregadas. Além da formação de TiC, um dos importantes efeitos dos elementos de liga é elevar a temperatura de recristalização, mantendo resistência elevada a temperaturas de emprego mais altas [17].

A liga TZM é também extensivamente aplicada em ferramental para trabalho a quente como matrizes, punções, bigornas etc.

Na indústria química, o molibdênio é comparável ao tântalo para serviço em meio ácido, resistindo inclusive ao ácido clorídrico [17].

7.6.3 - Tungstênio

O tungstênio é o metal de mais alto ponto de fusão. Tem, entretanto, elevada densidade, o que normalmente é uma desvantagem em aplicações estruturais e pouca resistência à oxidação (melhor que o Mo, mas pior que Nb e Ta [17]). Como o molibdênio, apresenta problemas de transição dútil-frágil a temperatura ambiente, é difícil de fabricar e é o metal refratário mais difícil de soldar.

Tungstênio é usualmente produzido por metalurgia do pó mas bons resultados podem ser obtidos, também, com refusão sob vácuo (VAR) ou por Feixe Eletrônico (EB).

7.6.3.1 - Emprego

Os mais conhecidos empregos do tungstênio são em filamentos para lâmpadas incandescentes e válvulas eletrônicas e eletrodos para soldagem TIG.

Filamentos de lâmpada são freqüentemente produzidos com tungstênio "dopado" (AKS). Pequenas adições de Alumínio, Potássio (K) e Silício são feitas para controle da recristalização e resistência à fluência [24].

Para a soldagem TIG ligas W-ThO_2 são empregadas, visto que a adição de 1-2% de ThO_2 aumenta a emissão termiônica de elétrons e melhora a resistência à fluência a temperaturas muito altas (>0.5 Tf) [23].

Cadinhos de tungstênio são empregados no reprocessamento de combustível nuclear, na recuperação de urânio e plutônio.

Tungstênio e molibdênio apresentam miscibilidade completa e diversas ligas tanto ricas em W como em Mo são empregadas em aplicações semelhantes às destes metais puros.

Ligas de W-Ni com cobre, ferro ou outro elemento, produzidas por metalurgia do pó, são empregadas em aplicações onde a elevada densidade do tungstênio é uma vantagem, como contrapesos em aviões, helicópteros, relógios automáticos e outros instrumentos, rotores de giroscópios, blindagem contra raios-X e raios γ etc.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

[1] THELNING, K. E., *Steel and its Heat Treatment-Bofors Handbook*, Butterworths, London, 1975.

[2] AMERICAN SOCIETY FOR METALS, *Metals Handbook*, 9 ed., Metals Park, 1978, vol. 1, p. 445.

[3] HONEYCOMBE, R. W., *Steels - Microstructure and Properties*, Edward Arnold Ltd., London, 1981.

[4] CLARK, D. S., VARNEY, W. R., *Physical Metallurgy for Engineers*, 2 ed., Van Nostrand Rheinhold Co., New York, 1962, p. 417.

[5] ENCYCLOPAEDIA BRITANNICA, *Encyclopedia Britannica Inc.*, 15 ed., Chicago, 1978, vol. 13, p. 73.

[6] AMERICAN SOCIETY FOR METALS, *Metals Handbook*, 8 ed., Metals Park, 1961, vol. 1, p. 818.

[7] BETTERIDGE, W., HESLOP, J., *The Nimonic Alloys*, 2 ed., Crane, Russak & Co., New York, 1974.

[8] AMERICAN SOCIETY FOR METALS, *Metals Handbook*, 9 ed., Metals Park, 1980, vol. 3, p. 640.

[9] DONACHIE, Jr., M. J., *Introduction to Superalloys* in Superalloys-Source Book, Donachie Jr., M. J. ed., ASM, Metals Park, 1983, p. 3.

[10] SCHUBERT, F., *Temperature and Time Dependent Transformation: Application to Heat Treatment of High Temperature Alloys*, como em [9], p. 71.

[11] KEAR, B. H., *Scientific American*, 255 (1986) n.4, p. 137.

[12] DINIZ RIBEIRO, N., *Hot Deformation of Ni base Superalloys*, Ph.D. Thesis, University of Sheffield, 1984.

[13] THE SUPERALLOYS, Sims, C. T. e Hagel, W. C. eds., John Wiley & Sons, New York, 1972.

[14] LAI, G. Y., *Journal of Metals*, July 1985, p. 14.

[15] TAWANCY, H. M., *Journal of Metals*, June 1983, p. 37.

[16] EYLON, S. et alii, *Journal of Metals*, November 1984, p. 55.

[17] BRICK, R. M., PENSE, A. W., GORDON, R. B., *Structure and Properties of Engineering Materials*, 4 ed., MacGraw-Hill, Tokio, 1977.

[18] APRAIZ, J., *Aceros Especiales y otras Aleaciones*, 5 ed., Uno, Madrid, 1975.

[19] AMERICAN SOCIETY FOR METALS, *Metals Handbook*, 9 ed., Metals Park, 1980, vol. 3, p. 353, p. 755.

[20] IBID, 1985, vol. 9, p. 458.

[21] KAHLES, J. F., et alii, *Journal of Metals*, April 1985, p. 27.

[22] MAHAN, B., *University Chemistry*, Addison-Wesley, Reading, 1965.

[23] AMERICAN SOCIETY FOR METALS, *Metals Handbook*, 9 ed., Metals Park, 1980, vol. 3, p. 781.

[24] IBID, p. 314.

[25] LYAKISHEV, N. P. et alii, *Niobium in Steels and Alloys*, CBMM, São Paulo, 1984.

[26] BALLIET, R. W. et alii, *Journal of Metals*, September 1986, p. 25.

[27] WILKINSON, W. D., *Properties of Refractory Metals*, Gordon and Breach Sci. Publ., New York, 1969.

[28] CBMM, Nióbio - *Características, Aplicações, Consumo*, Brochura, CBMM, São Paulo.

[29] PETTIT, F. S., GOWARD, G. W., in *Metallurgical Treatises*, J. K. Tien, J. F. Elliot, eds., TMS-AIME, New York, 1981, p. 603.

[30] DIES, D. W., SHAW, B. J., *J. Appl. Physics*, 46 (1975), p. 2737, citado por (28).

[31] DANIEL, M. R. et alii, in *Symp. Cryo. Eng. Conf./Intl. Cryo. Matl. Conf.*, Adv. in Cryo. Eng. (23/24) 1978, citado por (28).

[32] KBI, *Columbium (Niobium)*, Brochura, Reading, KBI.

[33] CONDIFF, A. F., *Journal of Metals*, September 1986, p. 15.

[34] ASFAHANI, R. I. et alii, *Journal of Metals*, April 1985, p. 22.

[35] SCHILLER, S. et alii, *Electron Beam Technology*, John Wiley & Sons, New York, 1982.

LEITURAS ADICIONAIS

Gerais

- AMERICAN SOCIETY FOR METALS, *Metals Handbook*, 9 ed., Metals Park, 1978, vol. 1 e 1980, vol. 3.
- BRICK, R.M., PENSE, A.W., GORDON R.B., *Structure and Properties of Engineering Materials*, 4 ed., Mac Graw-Hill, Tokio, 1977.

Aços Maraging

- FLOREEN, S., *Metallurgical Reviews*, 13, nº 125 (1968).
- MARAGING STEELS SOURCE BOOK, ASM, *Metals Park*, 1982.

Superligas

- SUPERALLOYS SOURCE BOOK, Donachie Jr., M.J. ed. ASM, Metals Park, 1983.
- BETTERIDGE, W., HESLOP J., *The Nimonic Alloys*, 2 ed. Crane Russak & Co., New York, 1974.
- THE SUPERALLOYS, *Sims*, C.T., Hagel, W.C., eds. John Wiley & Sons, New York, 1972.

Titânio

- JAFFE, R.I., BURTE, H.M., *Titanium Science and Technology*, vols. 1-4, Plenum, New York, 1973.

Metais Refratários

- REFRACTORY METAL ALLOYS, METALLURGY AND TECHNOLOGY, Machlin, I., Begley, R.T., Weisert. E.E., eds., Plenum, New York, 1968.

CAPÍTULO 8

PROCESSOS DE ELABORAÇÃO DE AÇOS

Dentre as diversas matérias-primas necessárias à produção de ferro e aço, a mais importante é o minério de ferro, tanto em quantidade, quanto em custo.

O ferro ocorre, na natureza, sob diversas formas de minerais. Entretanto, apenas alguns destes têm valor comercial como fontes de ferro. Dentre estes, os diversos minerais formados por óxidos de ferro representam a grande maioria das fontes de ferro para a indústria siderúrgica. São eles [1]:

—Magnetita (Fe_3O_4) — Correspondente a aproximadamente 72%Fe/28%O, de coloração cinza-escura a preta, densidade 5,16g/cm³. É altamente magnética, permitindo sua separação fácil de resíduos indesejáveis do minério (ganga). A magnetita é minerada principalmente na Suécia e União Soviética. Vem recebendo grande atenção, ultimamente, devido à facilidade de concentração decorrente de suas propriedades magnéticas.

—Hematita (Fe_2O_3) — Corresponde à composição aproximada de 70%Fe/30%O: varia de cinzenta a avermelhada, tendo densidade de 5,26g/cm³. É o minério de maior emprego na siderurgia, sendo o Brasil um dos grandes produtores mundiais.

Em muitas jazidas, há certa proporção de material friável que se desagrega facilmente, produzindo finos que não podem ser usados diretamente no alto-forno ou nos processos de redução. Também na moagem e classificação da hematita ocorre a formação de finos.

Estes finos são aglomerados em processos de pelotização ou sinterização, produzindo material de granulometria controlada e excelente rendimento nos altos-fornos.

As vantagens associadas ao uso de pelotas e sinter em alto-forno (redutibilidade, permeabilidade da carga etc.) são tantas, que este tipo de carga é o preferido nos modernos altos-fornos.

8.1 - A PRODUÇÃO DE FERRO GUSA - ALTO-FORNO

A extração do ferro de seus minérios data da era pré-histórica. Entretanto, somente após o século XIV foram desenvolvidos fornos capazes não apenas de reduzir o ferro (redução: $Fe^{+3} + 3e \rightarrow Fe$ ou $Fe_2O_3 + 3C \rightarrow 2Fe + 3CO$) a ferro metálico, mas também de fundí-lo de modo a que o produto pudesse ser fundido nas formas desejadas. É importante ter em mente que o alto-forno, com sua alta eficiência e produtividade, é,portanto, o resultado de 500 anos de evolução técnica.

8.1.1 - O ferro gusa

O ferro gusa é a forma intermediária pela qual passa praticamente todo o ferro usado na produção do aço (ver item 8.2 — redução direta). Além disso, o próprio ferro gusa é empregado em fundições, para produção de fundidos de ferro.

Genericamente, pode-se definir ferro gusa pela composição química situada nas seguintes faixas:

Carbono 3,5-4,5%
Silício 0,3-2,0%
Enxofre 0,01-0,1%
Fósforo 0,05-2%
Manganês 0,5-2%

8.1.2 - O alto-forno

A Fig. 8.1 mostra, esquematicamente, um alto-forno. Neste processo, são carregados, alternadamente, pelo topo: minério de ferro (ou pelotas ou sinter), coque (combustível e redutor) e fundente (calcário e/ou dolomita). Pelotas e sinter autofundente, em que adições controladas de fundente são realizadas durante a aglomeração, vêm sendo empregadas com excelentes resultados nos modernos altos-fornos.

O controle da permeabilidade do material no interior do alto-forno é fundamental para sua eficiente operação e aumento da produtividade. Assim, muita atenção vem sendo dada ao controle dos materiais carregados (tamanho e comportamento no interior do forno) e ao modo de carregamento, para garantir distribuição uniforme e,conseqüentemente,permeabilidade elevada e uniforme.

Sistemas de carregamento "sem-cone" (Paul Wurth) têm substituído os sistemas tradicionais de dois cones. Nestes sistemas, um distribuidor giratório é capaz de colocar o material em posição pré-definida no topo do forno, através do conhecimento da trajetória da queda, prevista em função de densidade e granulometria [2,3].

Pelas ventaneiras é insuflado ar (pré-aquecido, normalmente) e, por vezes, combustíveis (óleo, gás ou carvão em pó). O ar soprado queima parte do coque, para fornecer calor às reações químicas e para fusão do ferro, enquanto que o resto do coque e parte do produto da queima remove o oxigênio combinado com o metal (redução).

O balanço energético do alto-forno é, normalmente, ajustado de modo a atender as necessidades da usina integrada, considerando os custos relativos dos combustíveis e produtos. Enquanto no começo da década de 70 grandes quantidades de óleo combustível eram injetadas para reduzir o consumo específico de coque, após as duas crises do petróleo, a seleção das fontes de energia empregadas teve de ser repensada, considerando, inclusive, o alto-forno como "gerador de gás", capaz de suprir necessidades de fornos de reaquecimento, por exemplo, melhorando a matriz energética da usina, como um todo [2].

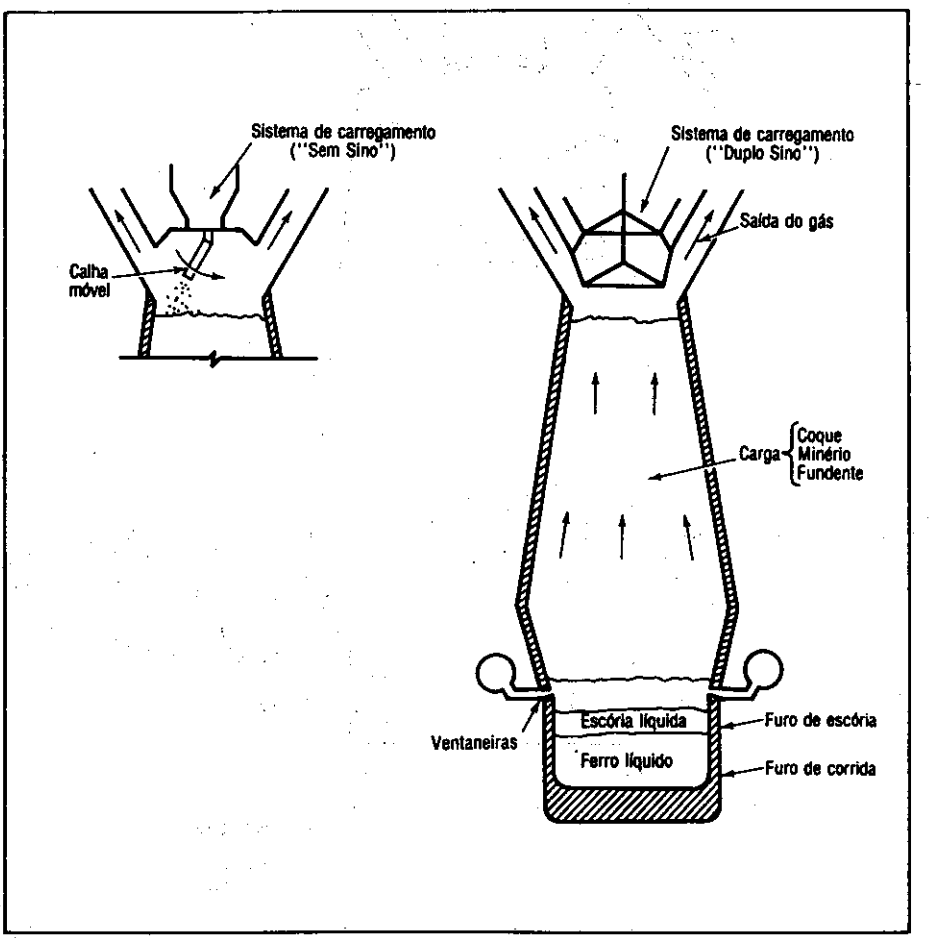


Fig. 8.1 - Esquema de um alto-forno.

As proporções dos materiais empregados variam em função da prática operacional. Um exemplo seria: 1.7 t de minério, 0.5-0.65 t de coque, 0.25 t de calcário (eventualmente parcialmente contido nas pelotes ou sinter) e 1.8-2.0 t de ar (Fig. 8.2). Desta carga, obter-se-ia 1 t de gusa, 0.2-0.4 t de escória (que pode ser empregada na fabricação de cimento) e 2.5-3.5 t de gás de alto-forno, normalmente usado para aquecimento em diversas aplicações na usina, por conter alto teor de CO.

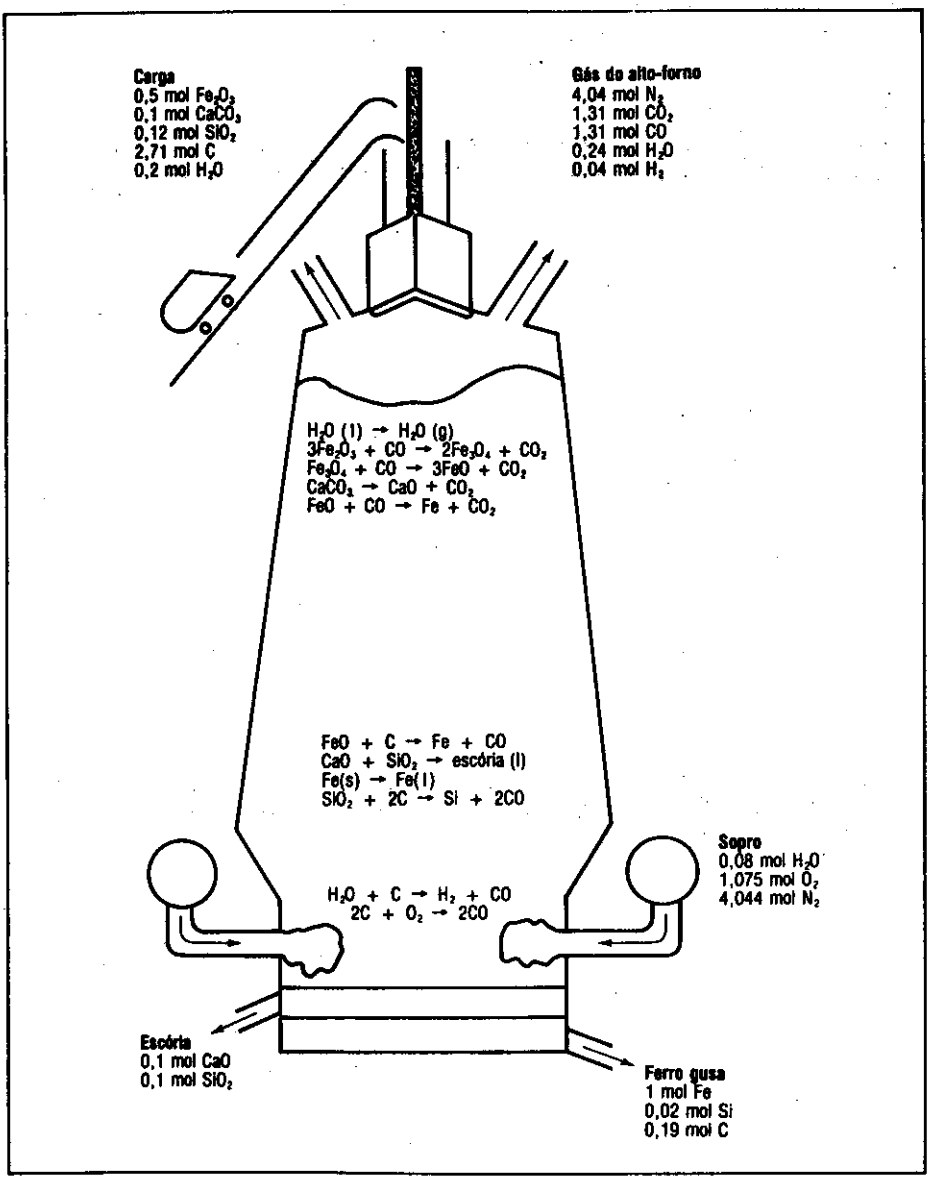


Fig. 8.2 - Balanço de massa de um alto-forno [3].

Como o alto-forno é um equipamento cuja produtividade cresce com a capacidade, a tendência é de utilizar-se equipamentos cada vez maiores, como o Alto-Forno nº 1 da Cia. Siderúrgica Tubarão (CST) com capacidade de produzir 3,4Mt/ano. Ao mesmo tempo, a quantidade de equipamentos auxiliares e periféricos envolvidos é bastante grande, como pátio de matérias-primas, sistemas de carregamento, trocadores de calor (cowpers), gasômetros etc. Tais sistemas envolvem altíssimos investimentos, que, no Brasil, até o presente, somente têm sido realizados, em grande escala, pelo governo.

8.1.2.1 - Reações no processo do alto-forno

A análise das reações que ocorrem no processo do alto-forno é realizada através da termoquímica metalúrgica e da cinética química. Evidentemente, um tratamento rigoroso destas disciplinas transcende aos objetivos deste texto, podendo ser encontrado em [3, 4, 5] por exemplo.

A seguir é apresentada uma análise simplificada destas reações.

8.1.2.1.1 - PRODUÇÃO DE CALOR E REDUÇÃO DO FERRO

Quando os materiais de carga e o coque são carregados no topo do alto-forno, eles são pré-aquecidos pelos gases quentes que ascendem pela coluna. Assim, quando o coque atinge a porção inferior do forno, entrando em contato com o ar quente insuflado pelas ventaneiras, ele queima com grande intensidade. Nas temperaturas existentes nesta região (>1500°C), o CO_2 não é estável em presença de um excesso de carbono, sendo a reação de oxidação expressa por:

$$C + 1/2\,O_2 \rightleftharpoons CO \qquad (1)$$

Esta oxidação se completa a uma distância muito pequena das ventaneiras (1-3m) [3].

Esta reação não apenas produz o calor necessário, como produz o principal agente redutor do processo, o monóxido de carbono (CO).

Nas partes mais altas do forno, onde a temperatura é mais baixa (~800°C), o gás ascendente começa a reduzir o minério de ferro. A estas temperaturas, o equilíbrio químico impede que todo o CO seja empregado na redução, sendo necessário, aproximadamente, três vezes mais CO que o valor estequiométrico das reações:

$$1/2Fe_2O_3 + 3/2CO \rightleftharpoons Fe + 3/2CO_2$$

$$1/3Fe_3O_4 + 4/3CO \rightleftharpoons Fe + 4/3CO_2$$

$$FeO + CO \rightleftharpoons Fe + CO_2$$

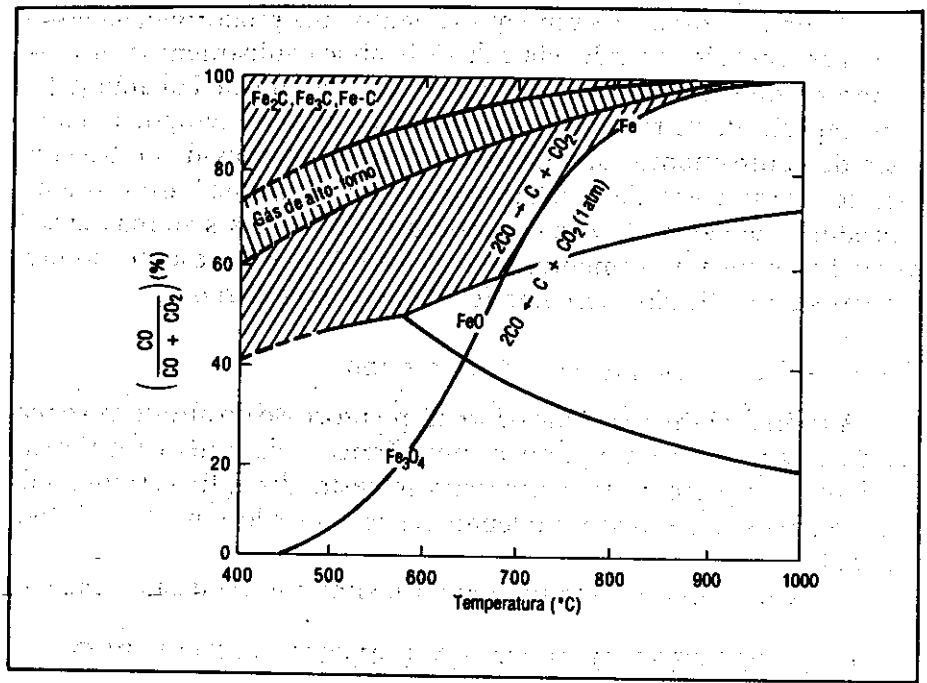


Fig. 8.3 - Diagrama de equilíbrio Fe-C-O [3].

Este excesso de CO torna o gás de alto-forno de valor como combustível. A Fig. 8.3 ilustra as condições de equilíbrio destas reações [3].

Além disto, se houver umidade no ar insuflado, estabelecer-se-á o equilíbrio.

$$C + H_2O \rightleftharpoons CO + H_2$$

de modo que haverá hidrogênio disponível como redutor, também.

O óxido de ferro não reduzido nas regiões mais altas do forno, será reduzido na porção inferior, a mais alta temperatura, onde o CO_2 não é estável, portanto:

$$FeO + CO \rightleftharpoons Fe + CO_2$$

e

$$CO_2 + C \rightleftharpoons 2CO \qquad (2)$$

ocorrerão, em seqüência, resultando em:

$$FeO + C \rightleftharpoons Fe + CO$$

A reação (2) é conhecida como Reação de Boudoard ou de "Gaseificação Endotérmica do Carbono".

A presença de grandes quantidades de carbono no forno, e a alta solubilidade deste no ferro líquido (diagrama Fe-C, Fig. 8.), são responsáveis pelo alto teor de carbono obtido no ferro gusa. Na verdade, este fato é um dos principais responsáveis pela operação do alto-forno, pois o carbono abaixa bastante o ponto de fusão do ferro (Fig. 8.1, de 1535°C para 1130°C no eutético).

Um dos principais motivos pelo qual não se obtinha ferro líquido antes do século XIV, é justamente o fato de que os fornos eram pequenos demais e operavam a temperaturas muito baixas para permitir a absorção de carbono suficiente pelo ferro, de modo a abaixar seu ponto de fusão suficientemente.

8.1.2.1.2 - REDUÇÃO DO SILÍCIO, FÓSFORO E MANGANÊS

Nas temperaturas da parte superior do alto-forno, alguns dos óxidos superiores de manganês são reduzidos pelo CO:

$$MnO_2 + CO \rightleftharpoons MnO + CO_2$$

$$Mn_3O_4 + CO \rightleftharpoons 3MnO + CO_2$$

Entretanto, o MnO não é redutível pelo CO às temperaturas encontradas na rampa. Assim, a única reação que pode expressar sua redução é:

$$MnO + C \rightleftharpoons Mn + CO$$

ocorrendo na parte inferior do alto-forno. Às temperaturas mais altas, a redução do manganês é favorecida, mas na maior parte dos casos, o total reduzido atinge de 65-75% do manganês carregado, indo o restante para a escória.

A redução do silício é também favorecida pelas altas temperaturas, de acordo com a reação global:

$$SiO_2 + 2C \rightleftharpoons Si + 2CO \qquad (3)$$

É importante observar que a reação (3) entre escória e metal é lenta demais para justificar os teores de silício encontrados no gusa. O mecanismo de redução da silica no alto-forno parece envolver a formação do subóxido SiO, gasoso. Do ponto de vista termoquímico, entretanto, a reação (3) expressa a reação global de redução do silício.

Para uma determinada carga e composição de escória, o teor de silício no gusa é proporcional à temperatura do metal. Para a fabricação do aço em conversores, o teor de silício no gusa é uma variável essencial, pois a oxidação deste elemento é uma das principais fontes de energia no processo (ver item 8.3.1).

A redução do fósforo é sumarizada por:

$$P_2O_5 + 5C \rightleftharpoons 2P + 5CO$$

Praticamente todo o fósforo carregado no alto-forno é incorporado ao gusa,uma vez que a única maneira de escorificá-lo seria através do uso de uma escória oxidante, incompatível com o processo do alto-forno.

Neste ponto, o minério brasileiro é de excelente qualidade, por apresentar baixos teores de fósforo.

8.1.2.1.3 - ELIMINAÇÃO DO ENXOFRE

O enxofre entra no alto-forno principalmente através do coque. (Este é o principal problema do emprego do carvão brasileiro na produção de coque metalúrgico: seu alto teor de enxofre.) A eliminação do enxofre requer o uso de escórias básicas (alta relação CaO/SiO_2), com alta razão de distribuição do enxofre (%S na escória/%S no metal, em equilíbrio), de vez que o processo ocorre durante o gotejamento do ferro líquido através da escória. Para escórias com 45-55% de SiO_2 + Al_2O_3, a razão de distribuição é de 20-40 e para escórias de alta basicidade, pode atingir 60-80. Se as matérias-primas carregadas contêm alto teor de enxofre, o gusa produzido pode ter até 0.2% deste elemento. Nestes casos, pode ser recomendado o emprego de tratamentos de desulfuração com carbonato de sódio, carbureto de cálcio ou Mag-Coque (magnésio + coque) no vazamento do metal líquido.

Vazado o metal do alto-forno, este pode ser fundido em "pães", pequenos lingotes, para utilização por fundições ou aciarias ou transportado, líquido, em carros torpedo, para a Aciaria na própria usina (ver item 8.3).

É interessante observar que o alto-forno é um processo contínuo. Problemas diversos surgem na partida e nas paradas deste equipamento, que podem requerer semanas e devem ser evitadas ao máximo, razão pela qual muita ênfase é colocada na melhoria dos refratários de altos-fornos e na correta operação destes equipamentos, para se obter o máximo de produtividade.

8.2 - PROCESSOS DE REDUÇÃO DIRETA

Processos de redução direta são aqueles em que ferro metálico é produzido, através da remoção do oxigênio associado, a temperaturas inferiores ao ponto de fusão dos materiais empregados.

O produto da redução é uma massa porosa, com o formato apro-

ximado da fonte de ferro carregada no equipamento, e é chamado de ferro-esponja.

Apesar de alguns processos experimentais envolverem a produção direta do aço, esta possibilidade não é discutida aqui.

Historicamente, os processos de redução direta precederam o alto-forno; entretanto não puderam evoluir para grandes escalas de produção e foram ultrapassados pelo alto-forno.

Os principais motivos que têm mantido o interesse no desenvolvimento destes processos estão relacionados ao desejo de se aproveitar carvões não coqueificáveis ou excessos de gás natural em regiões ricas nestes insumos.

Uma importante vantagem, do ponto de vista de capital, é que os processos de redução direta são adequados à instalação de mini-usinas, menores que as usinas integradas, espalhadas geograficamente.

Tal fato é especialmente importante em países pobres e de grandes áreas, de modo a atender as necessidades de produção de aço localmente, com expansões de produção mais baratas e proporcionando emprego em várias regiões. É necessário, entretanto, dispor-se de redutor/combustível em quantidade suficiente no local.

As principais diferenças entre os diversos processos existentes está na maneira como os reagentes são postos em contato, e na fonte de redutor empregado.

Muitas fontes de redutores foram experimentadas (evidentemente, em todos os casos, as reações de redução envolvem monóxido de carbono e hidrogênio como redutores). Atualmente, só existem instalações comerciais bem sucedidas utilizando gás natural, carvão e derivados de petróleo [6].

Quanto à forma dos reatores (e conseqüentemente o modo de contato dos reagentes) quatro tipos principais atingiram sucesso comercial [6]:

- Fornos de Leito Móvel
- Retortas de Leito Fixo
- Leitos Fluidizados
- Fornos Rotativos

O Processo de Leito Fluidizado (HIB - High Iron Briquette) foi implantado comercialmente em 1971, na Venezuela, pela US Steel. Nesta instalação, para um milhão de toneladas de briquetes/ano, com grau de redução 75%, o gás-redutor é produzido cataliticamente a partir de gás natural e vapor e reduz o minério moído a 10 mesh. O produto da redução é, posteriormente, briquetado.

Fornos de Leito Móvel atualmente são representados pelas instalações MIDREX, compostas de um gerador de gás redutor (que pode ser projetado para utilizar gás natural, óleo combustível pesado ou outros materiais) e um forno de redução onde o minério é reduzido por este gás redutor.

O melhor exemplo de forno de leito fixo é o processo HyL, que utiliza quatro estágios com gás e minério em contra-corrente.

Os processos de forno rotativo (como o SL/RN, empregado no Rio Grande do Sul) empregam carvão como fonte de redutor e são extremamente sensíveis à formação de "anéis" de material que adere às paredes do forno, por sinterização.

As características mais importantes de um ferro-esponja são: grau de metalização (% do ferro reduzido) ou grau de redução, teor de carbono (% de carbono absorvida no processo, em geral baixa) e quantidade e composição da ganga ou escória (de vez que não há fusão, os óxidos e impurezas presentes no minério passam diretamente ao produto final).

O ferro-esponja é uma excelente carga para fornos elétricos por ter teores de elementos residuais muito baixos, composição química uniforme e conhecida e por ser de fácil manuseio e estocagem.

Assim, apesar de os processos de redução direta não serem normalmente capazes de competir em bases econômicas com o alto-forno, são opções válidas,à proporção que escasseia a sucata de boa qualidade e os preços do ferro-esponja se tornam competitivos.

8.3 - ACIARIA

Oservando-se a composição típica do ferro gusa, nota-se que, para se atingir a composição desejada nos aços, além dos elementos de liga, é necessário reduzir o teor de carbono, silício, manganês, fósforo e enxofre. Numa usina siderúrgica tais operações são realizadas na aciaria (Fig. 8.4).

Os processos de aciaria dividem-se em processos ácidos ou básicos, dependendo do tipo de refratário e escórias empregadas. Enquanto o carbono, manganês e silício podem ser removidos facilmente com qualquer dos dois processos, o enxofre e o fósforo somente são removidos em condições especiais, atendidas apenas pelos processos básicos, onde cal é adicionada ao sistema para formar uma escória básica, capaz de reter os compostos de fósforo e enxofre formados durante o processo de refino. Obviamente, a grande maioria dos processos de aciaria modernos são básicos.

O princípio químico empregado no refino do gusa para obtenção do aço é a oxidação. Assim, todos os processos de aciaria envolvem

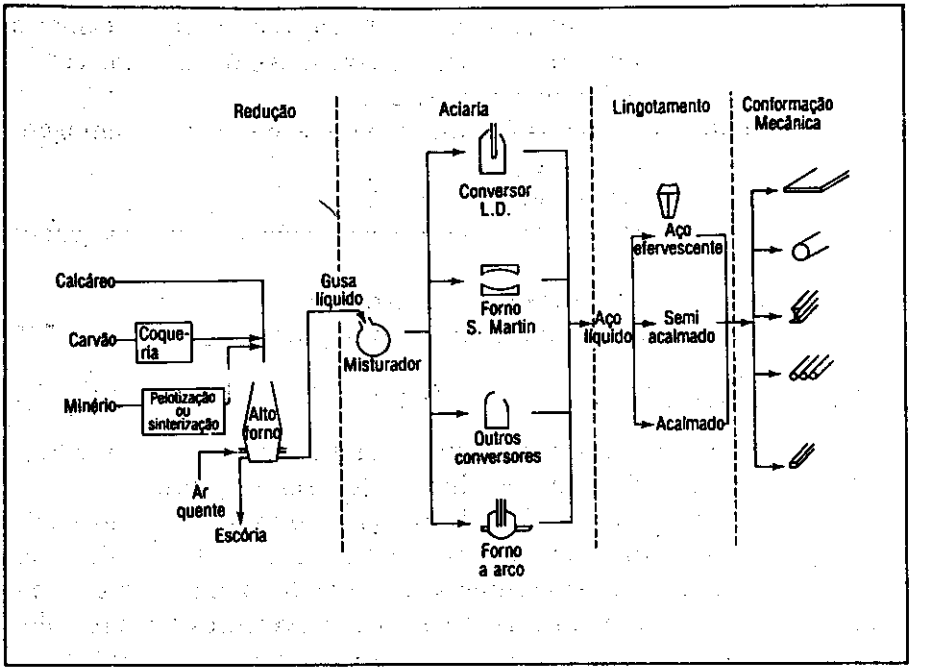


Fig. 8.4 - Fluxograma de uma usina integrada.

meios de introduzir quantidades controladas de oxigênio. O oxigênio se combina com os elementos indesejáveis (exceto o enxofre) e, inevitavelmente, com parte do ferro, formando óxidos que podem deixar o sistema como gases ou passar à escória. A remoção do enxofre não envolve a oxidação, mas depende da basicidade da escória e da temperatura atingida no processo.

À proporção que o gusa é refinado (reduzindo-se o carbono, manganês e silício, principalmente), seu ponto de fusão aumenta, sendo necessário introduzir calor, por algum meio, para se manter a carga líquida.

8.3.1 - Processos pneumáticos de aciaria (conversores)

Os processos pneumáticos são aqueles em que ar ou oxigênio puro é soprado sob pressão, através ou sobre a superfície do gusa líquido para produzir o aço. Se o ar é usado, o nitrogênio contido não serve para nenhum fim prático, apenas resfriando o material e sendo absorvido parcialmente pelo aço, onde é uma impureza indesejável. Se o oxigênio puro é empregado, tais problemas são eliminados.

A maior parte dos aços comuns é produzida hoje em conversores pneumáticos, onde o processamento é extremamente rápido (tempo

de corrida 15-25 min, para conversor de 100-150 t) e a fonte de calor é a oxidação do silício, carbono e manganês contidos no gusa, não sendo empregadas fontes adicionais de energia.

Obviamente, tais processos requerem o uso de uma percentagem elevada de gusa líquido na carga.

Os principais tipos de conversores são:

—LD ou BOF (Linz-Durrer [7] ou Basic Oxygen Furnace), (sopro por cima)

—Q-BOP (sopro submerso, por baixo)

—Processos de Sopro Combinado ou Sopro Misto.

8.3.1.1 - Conversor LD

Os primeiros conversores desenvolvidos foram o conversor Bessemer (sopro de ar, por baixo) e Thomas (Bessemer - básico).

O efeito refrigerante do nitrogênio do ar limitava a quantidade de sucata que podia ser fundida por estes conversores a valores inferiores à sucata interna de uma usina integrada. Além disto, o alto teor de nitrogênio obtido com a insuflação de ar nos conversores sempre colocou limitações no emprego dos aços Bessemer e Thomas. Apesar de Bessemer já haver previsto a possibilidade de emprego de oxigênio puro, este gás só se tornou disponível em grandes tonelagens a preços razoáveis nas últimas décadas. De vez que o uso de oxigênio em ventaneiras causa erosão acentuada, o processo desenvolvido na Áustria (em Linz) utiliza o sopro por cima do banho, com uma lança de cobre refrigerado à água, como mostra a figura 8.5.

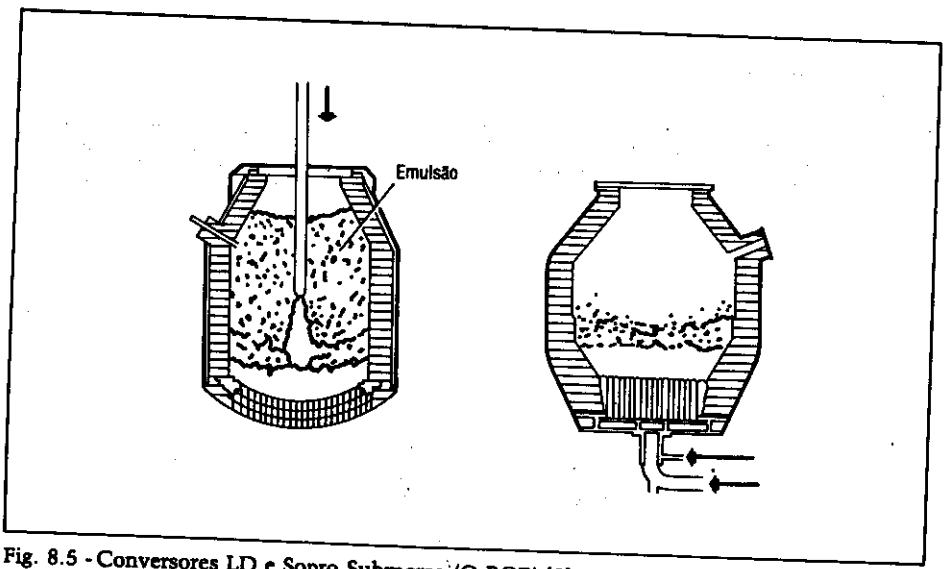


Fig. 8.5 - Conversores LD e Sopro Submerso (Q-BOP) [8].

Devido à rapidez do processo e à necessidade de produtividade máxima, os grandes conversores LD (hoje até 350t) são, em geral, controlados por modelos matemáticos em computador. Utilizando a composição química e a temperatura do ferro gusa líquido e a composição e temperatura de vazamento do aço desejado, o computador calcula a quantidade de sucata a adicionar, o volume do sopro, bem como a quantidade de formadores de escória (CaO, Calcáreo, CaF_2 eventualmente).

O forno é basculado e a sucata e o gusa líquido, nas quantidades calculadas, são carregados pela boca. O forno retorna à posição vertical, abaixa-se a lança e o sopro é iniciado, quando se adicinam os fluxos necessários.

Durante muitos anos houve controvérsias sobre os motivos da elevada velocidade das reações de refino no conversor LD.

Estudos detalhados do processo [7] mostraram que o fator fundamental para a cinética destas reações é a formação de uma emulsão metal-escória, durante o sopro.

A elevada energia do sopro arrasta quantidades significativas do metal para esta emulsão (até 30% do peso carregado, em determinadas etapas do sopro) onde, em função da elevada relação área de interface/volume de metal, as reações de refino se passam rapidamente. Acredita-se que a evolução de CO através da oxidação do carbono das gotas metálicas segundo a reação:

$$C + O \rightleftharpoons CO$$

seja essencial para a manutenção da estabilidade da emulsão. Uma vez reduzido o carbono (e outros elementos) das gotas elas "caem" para o banho, onde se homogenizam, alterando sua composição média.

Este ciclo se repete, resultando em um progresso do refino como mostrado na Fig. 8.6.

É importante observar que, em função de sua maior afinidade com o oxigênio, o silício é praticamente todo oxidado antes de ocorrer queda substancial do teor de carbono do banho.

Concluído o sopro, o forno é novamente basculado, feita uma medida da temperatura e retirada amostra para o laboratório químico. Se o aço estiver muito quente, adiciona-se calcário e/ou sucata e, se estiver muito frio, é dado um novo sopro, de curta duração.

Modernas técnicas de instrumentação (sub-lança, por exemplo) permitem que temperatura e alguns dados relativos à composição química sejam obtidos sem bascular o forno, melhorando a produtividade do conversor e possibilitando realimentação de modelos matemáticos

dinâmicos. Isto melhora em muito a índice de acerto de corridas, reduzindo drasticamente a necessidade de ressopro ou adição de "refrigerantes".

Acertadas a composição química e a temperatura de vazamento, o forno é basculado no sentido oposto e a corrida vazada pelo furo de corrida. Antes do início da corrida seguinte, a escória é vazada no pote de escória.

Regulando-se a vazão de oxigênio e a altura da lança, é possível controlar o grau de oxidação da escória e o progresso do refino.

Basicamente, a maior tonelagem de aços comuns e baixa liga para aplicações normais é produzida hoje em conversores LD (ou BOF). Algumas usinas japonesas têm produzido aços inoxidáveis em conversores com sucesso, se bem que esta prática não tenha sido adotada em larga escala.

Naturalmente, o desenvolvimento da metalurgia de panela (item 9.2), tem aumentado a flexibilidade dos conversores no sentido de produzirem aços ligados e com requisitos de qualidade especiais.

8.3.1.2 - Q-BOP (sopro submerso) e conversores de sopro misto

A década de 1970 assistiu o rápido desenvolvimento dos conversores com sopro submerso (por baixo) [8].

Isto foi possível devido ao desenvolvimento de ventaneiras refrigeradas e refratários mais resistentes e à tecnologia de injeção de hidrocarbonetos por uma ventaneira concêntrica, externamente, à de

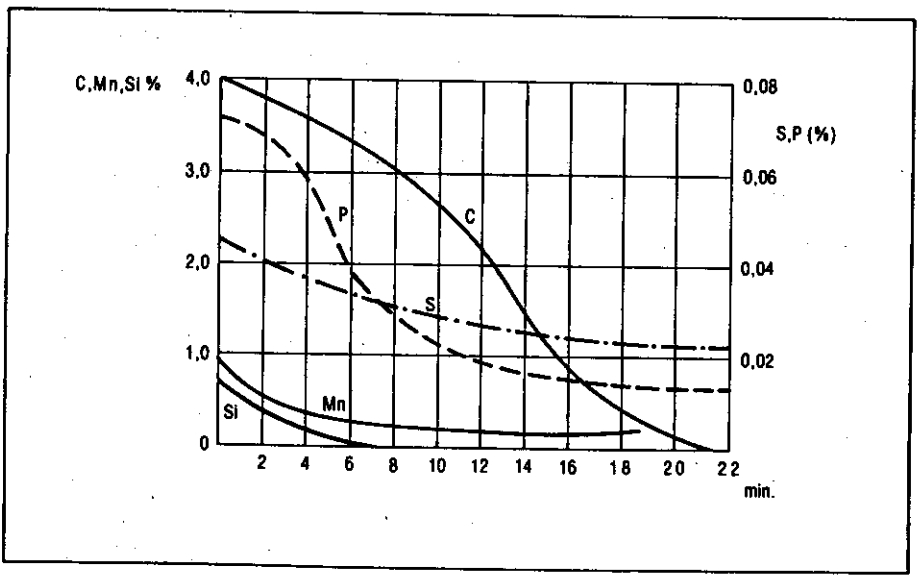


Fig. 8.6 - Progresso do refino em um conversor LD (4).

oxigênio. Estas providências permitiram se atingir uma "vida" aceitável para o fundo deste tipo de conversor. Além de vantagens puramente econômicas na instalação destes conversores em prédios já existentes de antigas aciarias Siemens-Martin (os conversores Q-BOP requerem alturas de prédios muito inferiores à dos conversores LD) as seguintes vantagens metalúrgicas em relação ao LD podem ser citadas [8]:

—Melhor rendimento metálico, em vista da menor oxidação da escória.

—Melhor desfosforação e desulfuração, em virtude de menor desequilíbrio químico entre metal e escória.

— Alta reprodutibilidade.

—Possibilidade de produzir aço de carbono muito baixo sem oxidação excessiva.

Entretanto, o sopro por baixo apresenta as seguintes desvantagens principais:

—Menor capacidade de fundir sucata, devido à elevada quantidade de CO não queimada dentro do forno.

—Alto desgaste do fundo do conversor.

—Teor de hidrogênio relativamente elevado (em função dos hidrocarbonetos injetados).

Este desenvolvimento, aliado a estudos metalúrgicos, permitiu compreender as justificativas para as vantagens e desvantagens dos dois tipos de conversores (sopro por cima e sopro por baixo). A década de 1980 vem assistindo ao grande desenvolvimento de processos de sopro misto ou combinado, em que quantidades variáveis de oxigênio e outros gases (hidrocarbonetos, gás inerte etc.) são injetados por cima e por baixo, em modernos conversores, visando aproveitar o melhor das duas tecnologias.

8.3.2 - O forno elétrico

Numerosos tipos de fornos empregando a eletricidade como fonte de energia para o metal têm sido desenvolvidos. Entretanto, em termos de utilização, o forno a arco e o forno de indução são os mais comuns. Por outro lado, em aciaria, praticamente 100% da tonelagem produzida em fornos elétricos provém de fornos a arco. Como o emprego de escória no forno de indução é difícil (em função da dificuldade para seu aquecimento), estes fornos encontram maior emprego em fundições.

O forno elétrico a arco é, sem dúvida, o instrumento mais versátil de produção de aço, e vem se tornando também, nas últimas décadas, um dos mais eficientes. Algumas das importantes vantagens do

forno elétrico a arco são:

(1) Permite produzir praticamente qualquer tipo de aço, em função do controle do aquecimento virtualmente independente de reações químicas.

(2) É um aparelho extremamente versátil, no que tange a carga, podendo ser operado com 100% de carga sólida.

(3) Permite operação intermitente e mudanças rápidas na produção.

(4) Tem alta eficiência energética.

O número crescente de fornos a arco instalados e a tendência a instalações cada vez maiores (fornos de 200-250t) são uma clara evidência da importância crescente deste processo. Isto se deve, também, ao aumento do emprego de aços ligados, mais economicamente produzidos no forno a arco.

8.3.2.1 - Equipamento

A Fig. 8.7 mostra esquematicamente um forno a arco moderno. Os três eletrodos de grafite são ligados às três fases do secundário de um transformador de tensão variável cuja faixa de operação é, normalmente, de 100-300V. Estabelecem-se arcos elétricos entre os eletrodos, através da sucata e a radiação do arco funde a carga.

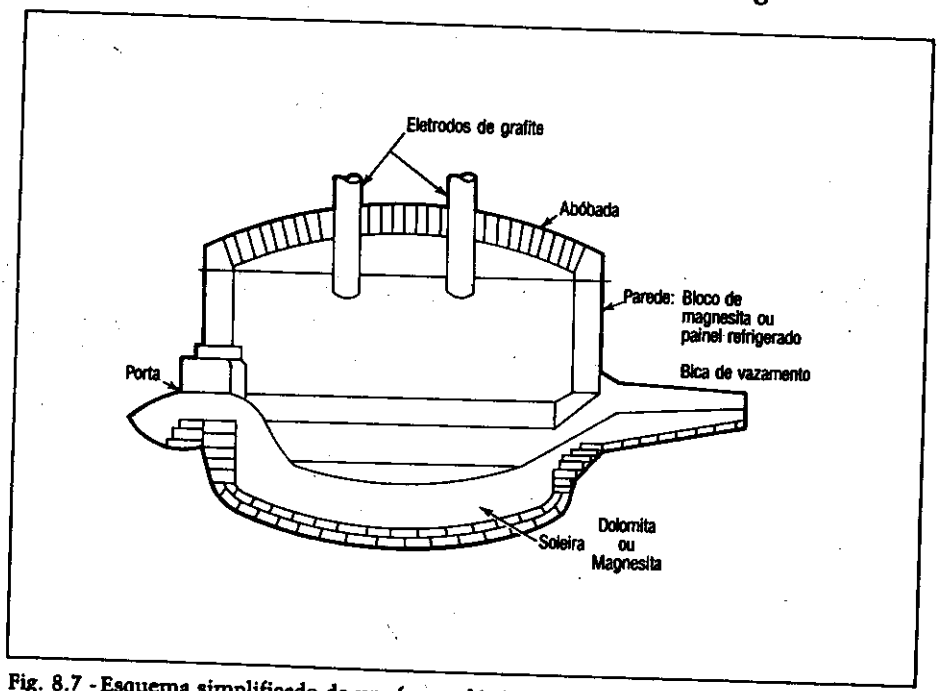


Fig. 8.7 - Esquema simplificado de um forno elétrico a arco.

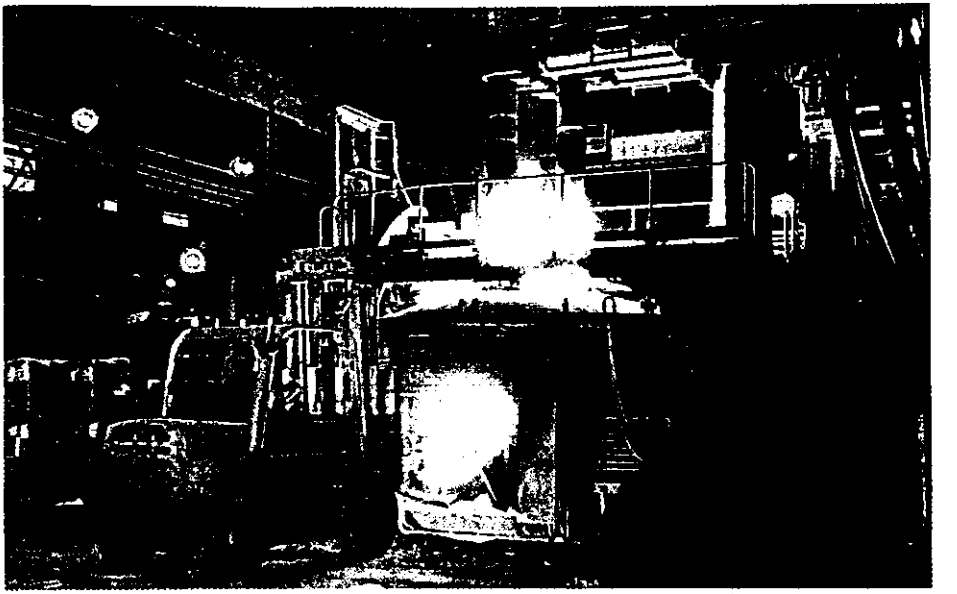


Fig. 8.8 - Forno elétrico a arco (vista pelo lado da porta).

A Fig. 8.9 sumariza as principais medidas adotadas em modernas aciarias elétricas com vistas ao aumento da produtividade [9].

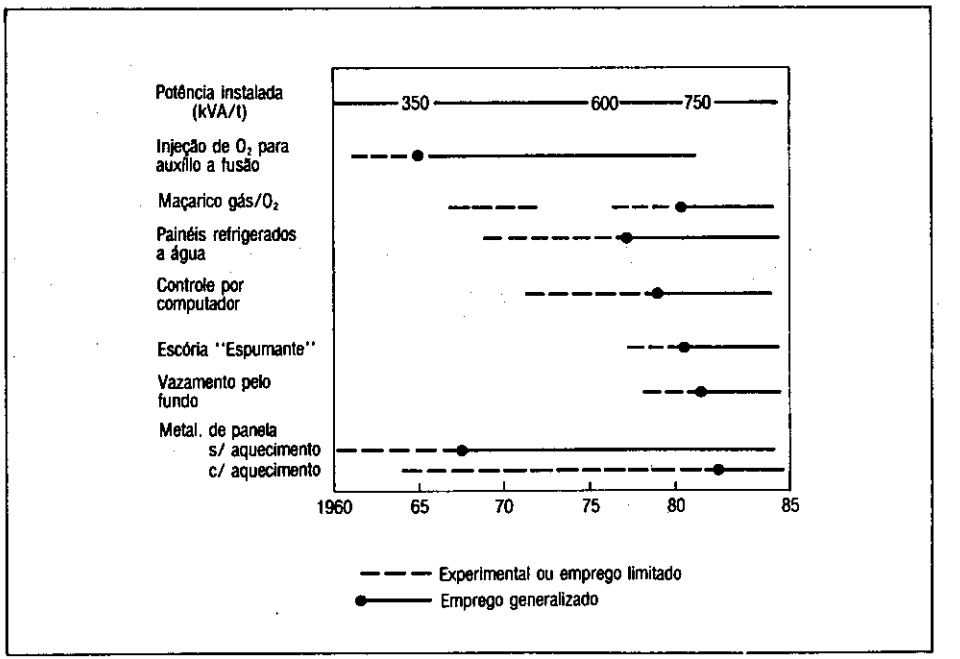


Fig. 8.9 - Medidas para aumento de produtividade em aciaria elétrica [9].

No começo da década de 60 empregavam-se fornos com 300-400kVA/t enquanto hoje empregam-se fornos U.H.P. (Ultra High Power) de 600-750kVA/t, havendo fornos em operação com potência instalada superior a 1000kVA/t.

Obviamente, quanto maior a potência instalada, tanto mais rápida, em princípio, será a fusão da carga. Entretanto, a radiação causada pela alta energia disponível no arco acelera o desgaste dos refratários das paredes e abóbada do forno. O adequado aproveitamento dos fornos UHP exigiu o desenvolvimento de painéis refrigerados a água em suas paredes. Sobre estes painéis forma-se uma camada de escória sólida e o conjunto age como "refratário". Adicionalmente, o uso de escórias "espumantes", que ocultam o arco das paredes, tem sido adotado.

Concluída a fusão da carga, os requisitos de energia para controle de temperatura e compensação de perdas térmicas caem para ~100kVA/t. Evidentemente, a utilização de transformadores UHP, caríssimos, nestes níveis de potência é anti-econômica. Este foi um dos principais motivos que fomentaram o desenvolvimento da metalurgia de panela (item 9.2). Utilizando-se um forno panela, é possível transferir as operações de refino (item 8.3.2.3.2) para fora do forno elétrico, liberando este equipamento para fusão de uma nova corrida.

O carregamento do forno a arco normalmente é feito pela abertura da abóbada, que gira, deixando o forno livre para carga. Há ainda uma porta, por onde são adicionados materiais como ligas, formadores de escórias etc. e, oposta a esta, há uma bica de vazamento, por onde, mediante o basculamento do forno, o aço vaza na panela após concluir-se a corrida.

A partir do 1983 [9] fornos com vazamento pelo fundo (válvula gaveta instalada excentricamente, no fundo do forno) foram desenvolvidos. Com este sistema é possível vazar o aço completamente livre de escória do forno, inconveniente para o refino na panela. Além disto, o ângulo de basculamento do forno é muito reduzido o que permite a instalação segura de painéis refrigerados a água até muito próximo da linha de escória e reduz significativamente a complexidade e os custos da parte mecânica do forno.

Nos fornos modernos, há ainda um sistema de coleção de fumos, evitando-se a emissão de pós poluentes para a atmosfera.

8.3.2.2 - A carga

Normalmente a carga do forno a arco é composta de sucata e ferro-ligas, nas usinas não-integradas. A necessidade de aproveitar-se os elementos de liga contidos na sucata e evitar-se a presença de ele-

mentos indesejáveis em determinados aços, exige do operador de forno elétrico — especialmente o produtor de aços especiais — uma cuidadosa separação e armazenamento da sucata. Normalmente, a sucata é reunida em grupos, por famílias de aços (ex.: sucata de aços 43xx, sucata de aços 86xx) de modo que, ao ser empregada, possa-se prever, com segurança, a composição química a ser obtida. No caso de aços ferramenta, com elevados teores de elementos de liga de custos altíssimos, é conveniente separar-se a sucata por aço, e não por família. Assim, uma usina de aços especiais chega a ter 50 diferentes grupos de sucata.

Por outro lado, o aspecto físico da sucata é também muito importante. De vez que a sucata pode ter densidade aparente muito baixa, é importante balancear corretamente a carga, para se evitar a necessidade de muitos carregamentos, que comprometam a produtividade.

Além da sucata, são empregados ferro-ligas ou metais puros para compor a carga desejada para cada aço. Normalmente evita-se carregar ferro-ligas de elementos oxidáveis (como cromo, vanádio etc.) juntamente com a sucata, para diminuir as perdas. Por outro lado, o níquel pode ser carregado juntamente com a sucata, por não ser oxidável.

Dentre as ferro-ligas, há também várias opções. Há ligas de alto teor de carbono ou baixo teor de carbono, ligas de baixo fósforo e enxofre, ligas de alto teor de residuais, etc. Obviamente, o operador deve fazer um balanço econômico das opções disponíveis para atingir determinada especificação de aço, escolhendo a que apresentar melhor equilíbrio econômico-operacional.

Este balanço é, normalmente, realizado por programas de computador.

Novamente neste ponto, é importante o conhecimento, por parte do usuário de aço, dos problemas de fabricação. Assim, por exemplo, dois aços inoxidáveis com exatamente a mesma composição — exceto pelo limite máximo de fósforo aceitável — podem requerer cargas e elaborações completamente diferentes, que refletirão, certamente, no custo final do produto.

8.3.2.3 - A elaboração no forno a arco

Terminada a fusão da carga, inicia-se a etapa de refino que, classicamente (na ausência de metalurgia de panela), engloba: descarburação e desfosforação e, posteriormente, desoxidação e dessulfuração.

8.3.2.3.1 - DESCARBURAÇÃO E DESFOSFORAÇÃO

Terminada a fusão, normalmente se deseja que o teor de carbono do aço esteja acima da faixa final para que, com a evolução de

CO decorrente da oxidação do carbono pelo sopro de oxigênio (C + O ⇌ CO), ocorra agitação e eliminação de gases dissolvidos. Além disso, como as ferro-ligas de alto carbono são, em geral, mais baratas que as de baixo carbono, é conveniente oxidar-se o carbono abaixo da composição desejada do aço, de modo a poder-se introduzir os elementos de liga como ligas de alto carbono.

Neste estágio da corrida ocorre também a desfosforação, descrita por:

$$2P + 5(FeO) \rightleftharpoons P_2O_5 + 5Fe$$

$$P_2O_5 + 3(FeO) \rightleftharpoons (FeO)_3 \cdot P_2O_5$$

$$(FeO)_3 \cdot P_2O_5 + 4(CaO) \rightleftharpoons (CaO)_4 \cdot P_2O_5 + 3(FeO)$$

$$2P + 5(FeO) + 4(CaO) \rightleftharpoons (CaO)_4 \cdot P_2O_5 + 5Fe$$

ou por

$$2\underline{P} + 5\underline{O} \rightleftharpoons P_2O_5 \quad \text{(escória)}$$

As condições ideais para o progresso da desfosforação são:

(1) Baixa temperatura (~1540°C) pois a oxidação do fósforo é exotérmica.

(2) Alta basicidade da escória, para abaixar a atividade de P_2O_5, formando $(CaO)_4 \cdot P_2O_5$.

(3) Alta oxidação do aço.

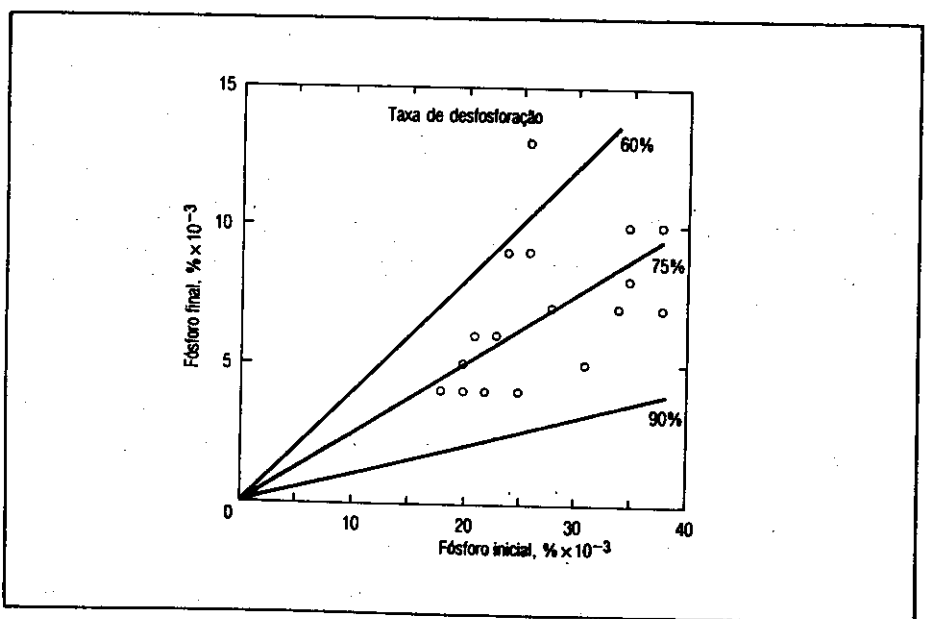


Fig. 8.10 - Resultados de desfosforação com lança Oxi-cal.

Em termos práticos, obtém-se estas condições pela adição de cal e minério de ferro. Modernamente, tem sido empregado o sistema de lança Oxi-Cal, no qual uma mistura de cal e fluorita é fluidizada e injetada com oxigênio através de um orifício na abóbada. A Fig. 8.10 mostra os resultados obtidos na Eletrometal S.A. - Metais Especiais com este sistema. Além de excelentes resultados de desfosforação, o processo se passa em tempo mais curto do que o requerido pela desfosforação convencional (minério + cal).

Para se evitar retorno do fósforo ao aço quando se eleva a temperatura, a escória de desfosforação deve ser completamente removida.

8.3.2.3.2 - DESOXIDAÇÃO E DESSULFURAÇÃO

Retirada a escória de desfosforação, há duas opções: 1) Tratando-se de um aço carbono ou de baixa liga, e estando o teor de enxofre dentro dos limites de especificação, pode-se aquecer, desoxidar e completar os elementos de liga e vazar a corrida. 2) No caso de aços de mais alto teor de elementos de liga ou com especificações rigorosas de enxofre, deve-se passar à desoxidação e dessulfuração.

A dessulfuração é representada, molecularmente, por:

$$\underline{S} + CaO \rightleftharpoons CaS + \underline{O}$$

ou ionicamente, por:

$$\underline{S} + O^{-2} \rightleftharpoons S^{-2} + \underline{O}$$

As condições para uma boa dessulfuração serão, portanto:

(1) Escória de alta basicidade (alto CaO ou O^{-2})

(2) Aço desoxidado (baixo FeO ou $\underline{O}$)

(3) Alta temperatura (~1660°C)

Adicionam-se então desoxidantes (Al, Fe-Si etc.) e nova escória, aquecendo-se o aço para a temperatura de dessulfuração. Caso os limites de enxofre na especificação sejam extremamente baixos (0.010% máx., por exemplo) pode ser necessário retirar a escória quando esta estiver saturada com enxofre e formar nova escória.

O processamento sob escória redutora, entretanto, favorece a absorção de gases (hidrogênio e nitrogênio) pelo aço líquido, de forma que, para produção de aços de qualidade, torna-se necessária a desgaseificação posterior (ver item 9.1).

8.3.3 - Lingotes e lingotamento

A elaboração do aço em conversor ou forno elétrico, seguida ou não de operações de metalurgia de panela, produz uma massa líquida

homogênea de metal. Este metal é transferido em panelas revestidas de refratários para a área de lingotamento onde é vazado em formas chamadas lingoteiras, originando fundidos chamados lingotes.

Um lingote ideal seria aquele homegêneo física e quimicamente, com estrutura fina, equiaxial e isenta de segregação, porosidade, cavidades e inclusões não-metálicas. Entretanto, as próprias leis que regem a solidificação impedem a obtenção deste tipo de material homogêneo. Além destes problemas de qualidade interna, podem ocorrer também problemas superficiais, como dobras, trincas etc.

8.3.3.1 - Tipos de lingoteiras - técnicas de lingotamento

Lingoteiras têm em geral a forma de uma caixa, feita de ferro-fundido, pesando 1-1,5 vezes o peso do lingote.

O projeto da lingoteira/lingote é feito visando otimizar as variáveis de solidificação e considerando sua conformação mecânica posterior. Normalmente os lingotes são cônicos, o que facilita a desmontagem (estripagem).

Assim, pode-se ter dois principais tipos de lingotes: lingotes de topo maior que a base (Big end up), lingotes de base maior que o topo (Big end down).

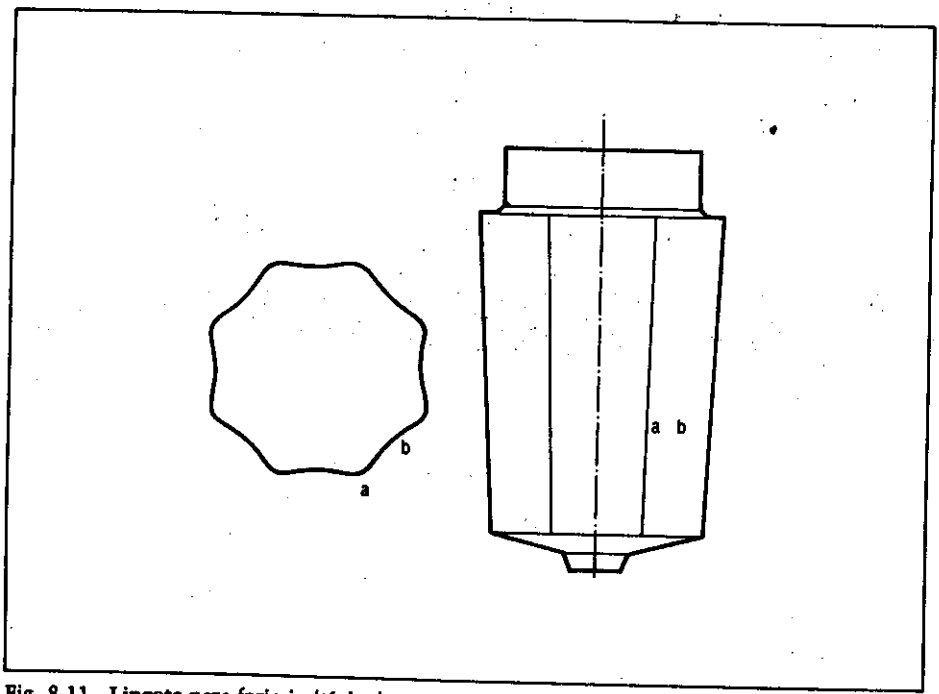


Fig. 8.11 - Lingote para forjaria (típico).
(Esquerda: seção transversal "corrugada").

As faces dos lingotes podem ter diferentes configurações: Faces planas, convexas ou corrugadas podem ser utilizadas.

Lingotes destinados à forjaria pesada têm, em geral, seção transversal poligonal corrugada como mostra a Fig. 8.11.

Tal fato está associado à prevenção de trincas na superfície de lingotes. Lingotes cilíndricos, em geral, trincam superficialmente, devido ao fato da pele sólida não resistir à pressão ferrostática do aço líquido contido em seu interior. Por outro lado, lingotes com a seção transversal como a Fig. 8.11 indica, solidificarão mais rapidamente nos cantos (a). Quando a pele sólida se contrair, afastando-se da lingoteira, tais partes terão espessura suficiente para resistir à pressão. Enquanto isso, as faces (b), côncavas, resistirão melhor à pressão ferrostática, por trabalharem em compressão.

As lingoteiras podem ser enchidas de aço líquido por cima ou por baixo. O enchimento por baixo requer o emprego de tubulações refratárias descartáveis, como mostra a Fig. 8.12.

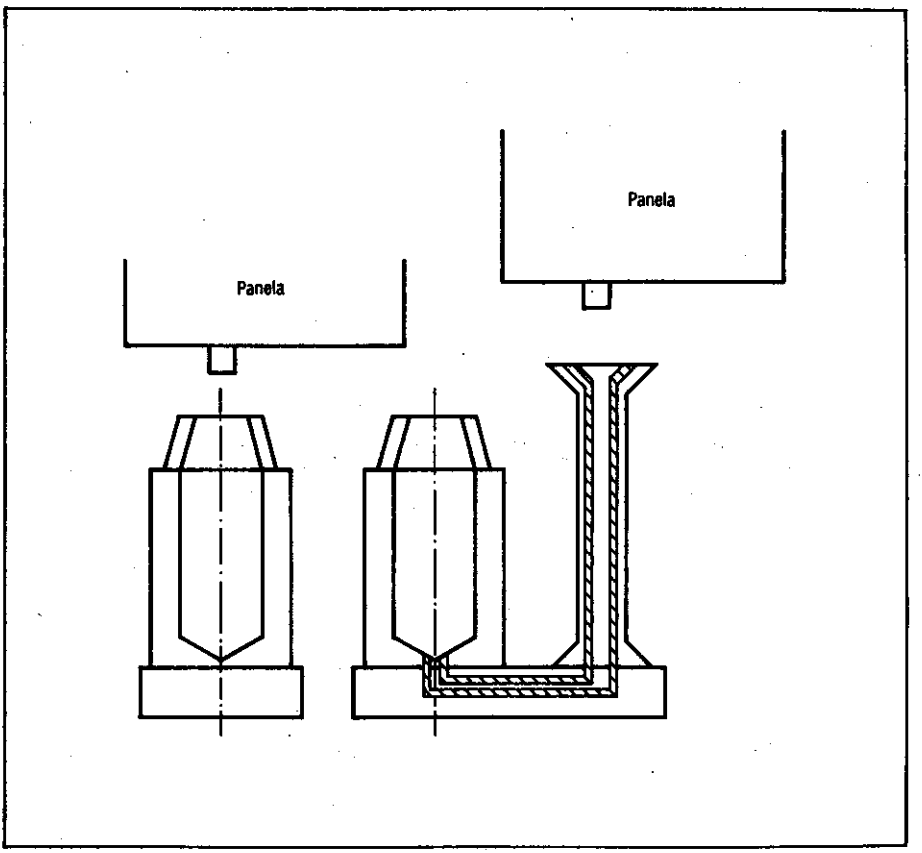


Fig. 8.12 - Lingotamento direto (esquerda) e indireto.

O lingotamento por baixo (indireto) permite o enchimento simultâneo de vários lingotes, produzindo, em geral, melhores superfícies e desgastando menos as lingoteiras. Por outro lado, o enchimento por cima (direto) economiza refratários e mão-de-obra.

8.3.3.2 - Tipos de estruturas de lingotes quanto à desoxidação

Em função da desoxidação realizada antes e durante o lingotamento, pode ocorrer evolução de gases durante a solidificação do aço. Quanto à desoxidação classifica-se o aço em: Efervescente, Semi-acalmado, Capeado e Acalmado.

Os aços efervescentes basicamente não são desoxidados, de forma que, durante o resfriamento na lingoteira, alterando-se o equilíbrio carbono × oxigênio e ocorrendo segregação de C e O há evolução de gás, principalmente CO. O principal aspecto metalúrgico dos aços efervescentes envolve o correto controle desta reação, de modo que a pele do lingote seja sólida e posteriormente as bolhas de gás compensem a contração de solidificação. O aço assim obtido é o mais barato possível, por dispensar desoxidação e, apesar de ser extremamente segregado, tem excelente superfície, sendo ideal para produção de chaparia e barras em geral.

O aço semi-acalmado é parcialmente desoxidado, ocorrendo, ainda, alguma reação na lingoteira. É amplamente empregado em perfis estruturais, chapas grossas e barras.

O termo "acalmado" se aplica ao aço suficientemente desoxidado, de forma a não ocorrer qualquer atividade na lingoteira. Os aços carbono, ligados, ferramenta e inoxidáveis, para aplicação de qualidade, são sempre produzidos acalmados, quando se obtém o máximo de homogeneidade possível.

Além disso, aços ligados somente podem ser produzidos adequadamente, se acalmados.

8.3.3.3 - Transmissão de calor na solidificação

O modo como um metal solidifica no interior de um molde é de grande importância na definição das propriedades do produto obtido. Em larga escala, este modo de solidificação é definido pelo modo como o calor é extraído do metal que está solidificando.

De uma forma geral, a extração de calor durante a solidificação de um metal puro em contato com um molde pode se esquematizada como mostra a Fig. 8.13.

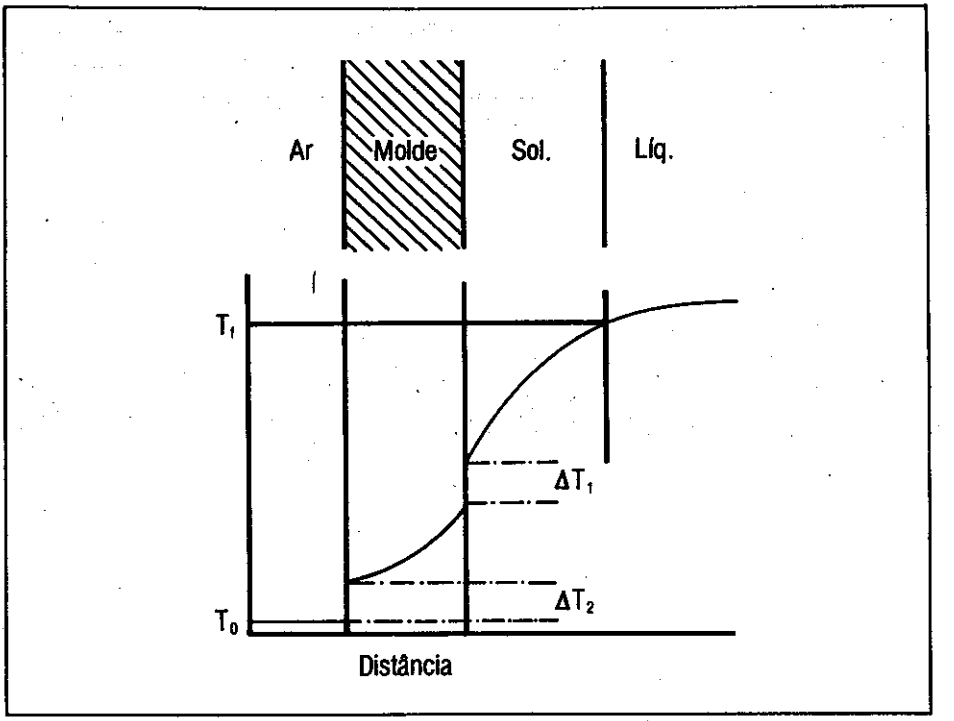


Fig. 8.13 - Perfil de temperatura na solidificação de um metal puro [10].

A solução matemática deste tipo de problema de transmissão de calor é complexa e exige, normalmente, o uso de computadores. Em alguns casos simplificados, uma solução analítica é possível.

8.3.3.3.1 - FUNDIÇÃO EM MOLDE ISOLANTE (Areia, p. ex.) [10]

Um balanço térmico considerando-se que a temperatura do metal permanece uniforme e o molde pode ser considerado semi-infinito, conduz a uma solução do tipo:

$$S = K_{metal,\ molde}\sqrt{t} \qquad (1)$$

onde S é a espessura solidificada no instante t.

Assumindo-se que cada cm^2 de interface molde-metal tenha a mesma capacidade de extrair calor do metal, independente da geometria do fundido, podemos substituir:

$$S = V/A \quad \text{na eq. (1)},$$

$$V/A = K_{metal,\ molde}\sqrt{t},$$

$$\text{ou } t_f = C(V/A)^2 \qquad (2)$$

onde t_t é o tempo total de solidificação de fundidos de geometria simples. Esta equação é a conhecida regra de Chvorinov, para comparar tempos de solidificação de fundidos de geometria simples.

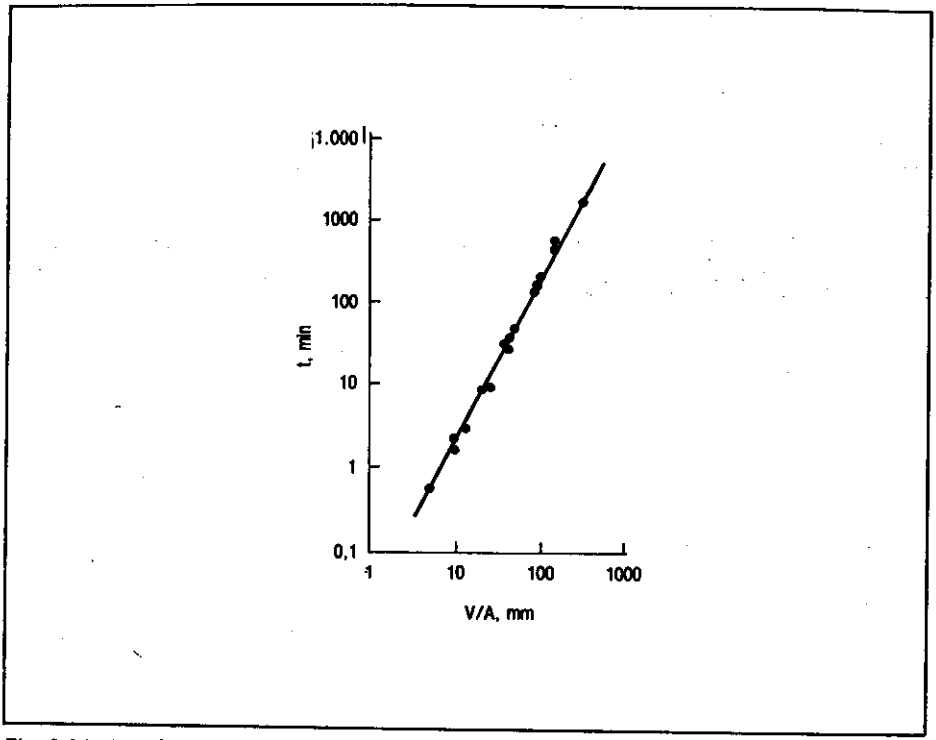


Fig. 8.14 - Resultados experimentais de Chvorinov: tempo de solidificação de fundidos em função da relação volume/área [11].

8.3.3.3.2 - SOLUÇÃO ANALÍTICA PARA LINGOTES

Normalmente, o perfil térmico esquematizado na Fig. 8.13 se aplica, para lingotes. Em casos limites, quando se pode desprezar a resistência da interface, é possível obter-se uma solução analítica para moldes mantidos a temperatura constante ou semi-infinitos.

Resultados experimentais (na fase em que a solidificação pode ser considerada unidirecional, no lingote) conduzem à equação do tipo:

$$S = a\sqrt{t} - b \qquad (3)$$

O aparente retardo no início da solidificação (termo −b na eq. 3) pode ser associado à dissipação do superaquecimento do líquido lingotado e à resistência não-nula da interface molde-metal.

A fase final da solidificação dos lingotes convencionais, caracterizada pela acelerada "solidificação vertical", não pode, entretanto, ser

descrita por esta lei. Este fato é extremamente relevante,pois vários fenômenos importantes para a estrutura do lingote ocorrem nesta etapa da solidificação (p. ex. rechupe secundário e segregação em "V").

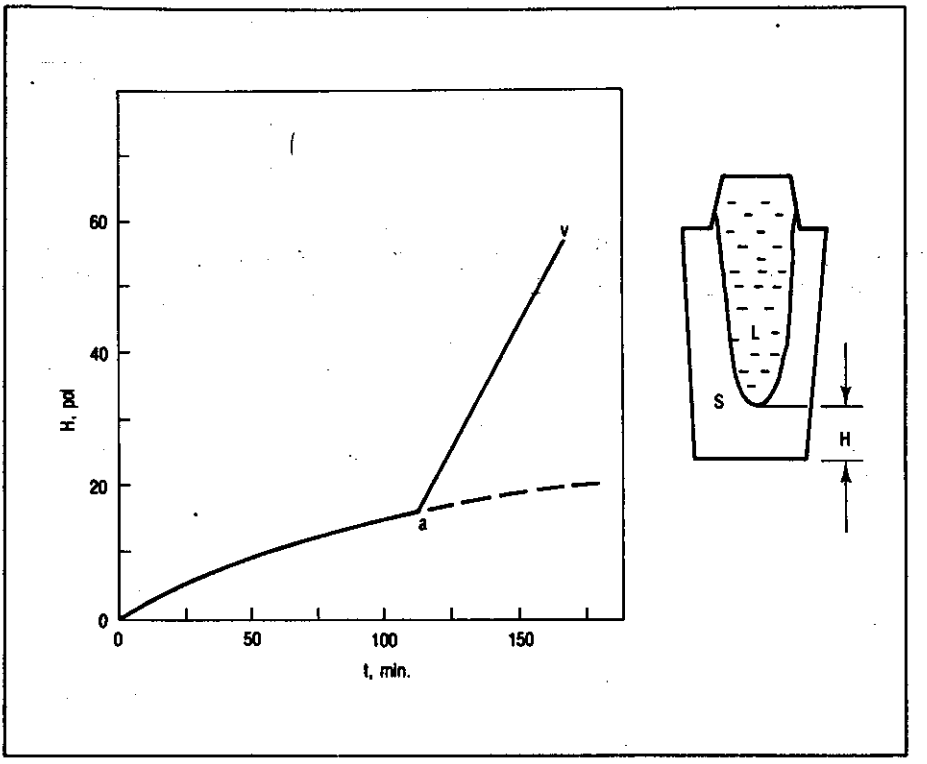


Fig. 8.15 - Progresso da solidificação na direção vertical em um lingote 32" × 32". Até o ponto "a", a equação (3) é obedecida. A partir de "a", ocorre solidificação vertical acelerada (a-v). [12].

Durante a solidificação ocorre contração, devido à diferença de densidade entre o sólido e o líquido. Nos aços efervescentes esta contração é compensada pela evolução dos gases durante a solidificação.

Para garantir bom rendimento e ausência de vazios internos ao lingote (rechupe, porosidade etc.) nos aços acalmados, é necessário concentrar-se esta contração em uma determinada parte do lingote. Isto é feito através do controle do avanço da solidificação nas direções horizontal e vertical, garantindo a ocorrência de "solidificação direcional".

O controle do avanço da solidificação se faz, basicamente, pelo controle dos aspectos térmicos do fenômeno. Projeto adequado da lingoteira (conicidade, relação altura/diâmetro etc.) e uso de "cabeça-quente" são as principais medidas disponíveis para este controle.

Cabeças-quentes são peças isolantes (eventualmente exotérmicas) colocadas no topo da lingoteira, para garantir que esta região seja a última a solidificar, servindo de "alimentador" para o corpo do lingote (Fig. 8.16). Pós isolantes ou exotérmicos são empregados, no topo do lingote, com a mesma finalidade.

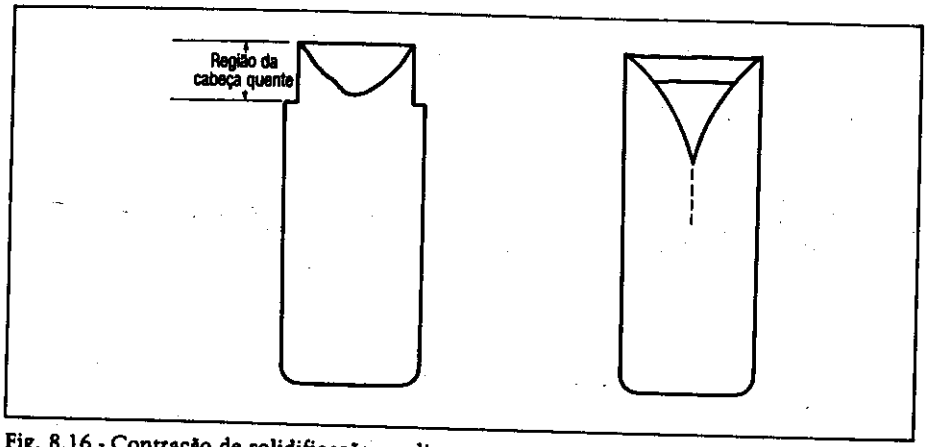


Fig. 8.16 - Contração de solidificação em lingotes:
— Esquerda: com "cabeça-quente"
— Direita: sem "cabeça-quente".

8.3.3.3.3 - SOLIDIFICAÇÃO EM UM INTERVALO DE TEMPERATURA

A maior parte das ligas solidifica em uma faixa de temperatura, ao invés de a uma temperatura única. O perfil de temperatura de uma liga solidificando unidirecionalmente seria como esquematizado na Fig. 8.17.

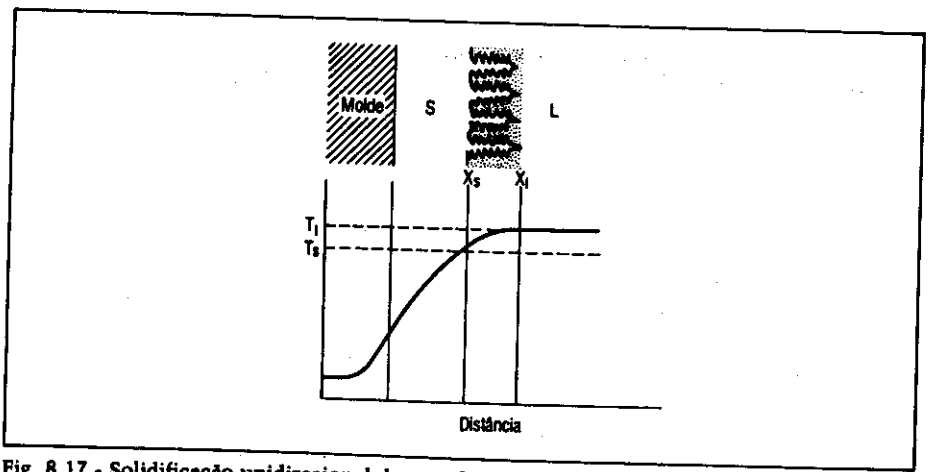


Fig. 8.17 - Solidificação unidirecional de uma liga em contato com um molde plano [10].

A Fig. 8.18 apresenta resultados experimentais na solidificação de uma liga Al-Cu. Alguns aspectos importantes a serem observados destas curvas são:

— A distância vertical entre a linha liquidus e a solidus representa a extensão da "zona pastosa", isto é, a zona onde sólido e líquido coexistem. Características como alimentação (principalmente em escala microscópica), trincas a quente e macrosegregação são extremamente dependentes da extensão desta zona. Se esta região for muito extensa (lingotes grandes, por exemplo), ou tiver baixa permeabilidade para o líquido, pode haver dificuldade do líquido necessário para compensar a contração de solidificação fluir, originando microcavidades, chamadas "microporosidade" (Fig. 8.19).

— A distância horizontal entre as curvas é o tempo local de solidificação, do qual dependem espaçamento interdentrítico e tamanho das inclusões.

Quando ligas solidificam em moldes isolantes, as diferenças de temperatura no metal podem ser inferiores ao intervalo de solidificação. Neste caso, todo o volume do fundido permanece entre T_s e T_l e não há muito sentido em se considerar uma "frente de solidificação", como descrita nos moldes acima.

Quando a faixa de solidificação é estreita, entretanto, as equações apresentadas acima, para metais puros, fazem previsões adequadas do tempo de solidificação.

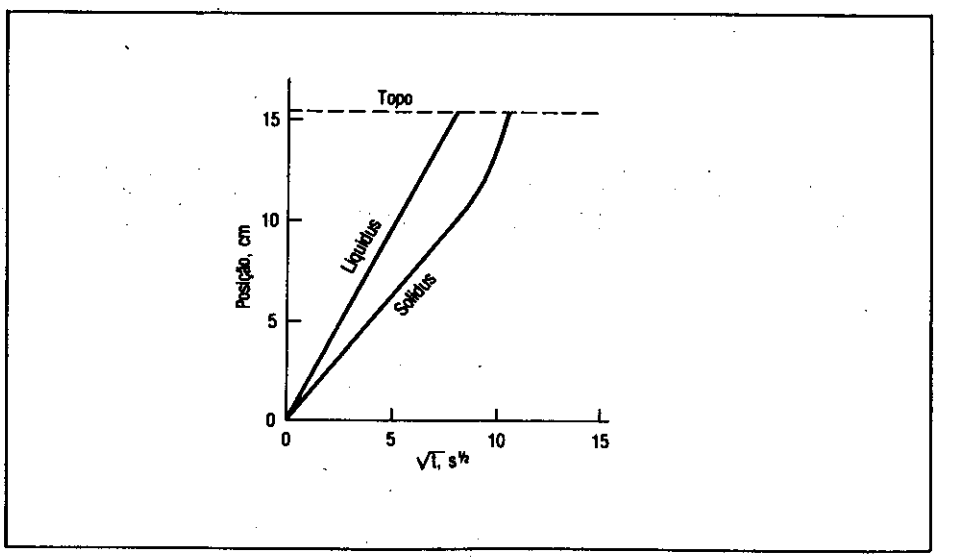


Fig. 8.18 - Posição das isotermas solidus e liquidus na solidificação unidirecional de Al-4,5%Cu [10].

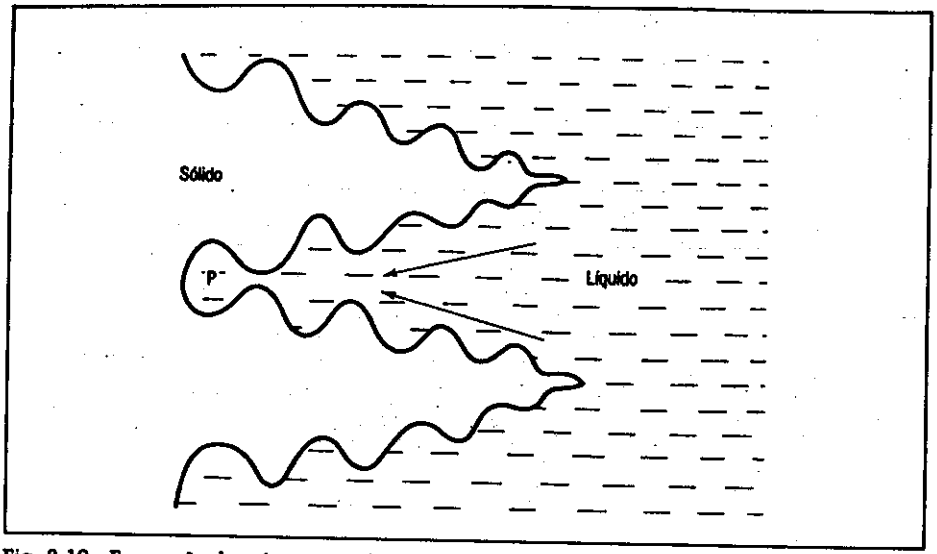


Fig. 8.19 - Formação de microporosidade. As setas indicam o fluxo de líquido para compensar a contração de solidificação. O ponto P indica a região onde ocorrerá microporosidade, se o fluxo for restrito.

8.3.3.4 - Redistribuição de soluto na solidificação

Quando ligas solidificam, normalmente a composição do sólido e do líquido em equilíbrio variam continuamente com a temperatura. A Fig. 8.20 apresenta uma porção esquemática de um diagrama de equilíbrio.

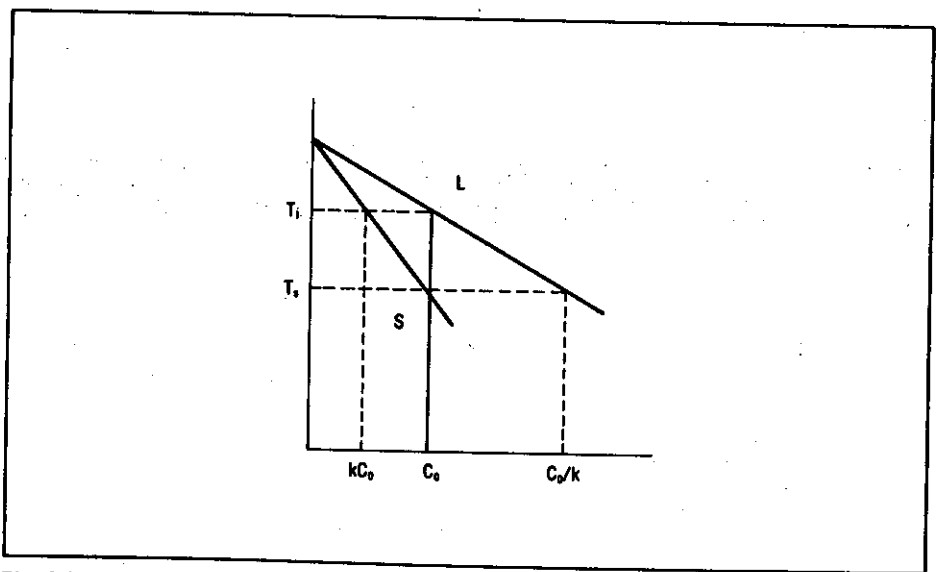


Fig. 8.20 - Parte de um diagrama de equilíbrio, mostrando o coeficiente de partição "k" [13].

Uma liga de composição inicial C_0 inicia a solidificação com a precipitação de um sólido de composição kC_0 (onde k é coeficiente de distribuição de liga em questão).

Se houver tempo suficiente para que, ao longo da solidificação, o equilíbrio entre sólido e líquido seja mantido, conforme o diagrama de equilíbrio, o último líquido a solidificar terá composição C_0/k, e o sólido final terá composição homogênea C_0.

Entretanto, nos processos normais de solidificação, a transformação se passa em períodos de minutos ou de, no máximo, horas. Nestas condições, sólido e líquido não se mantêm homogêneos e em equilíbrio, uma vez que esta homogeneização depende de fenômenos como difusão e convecção.

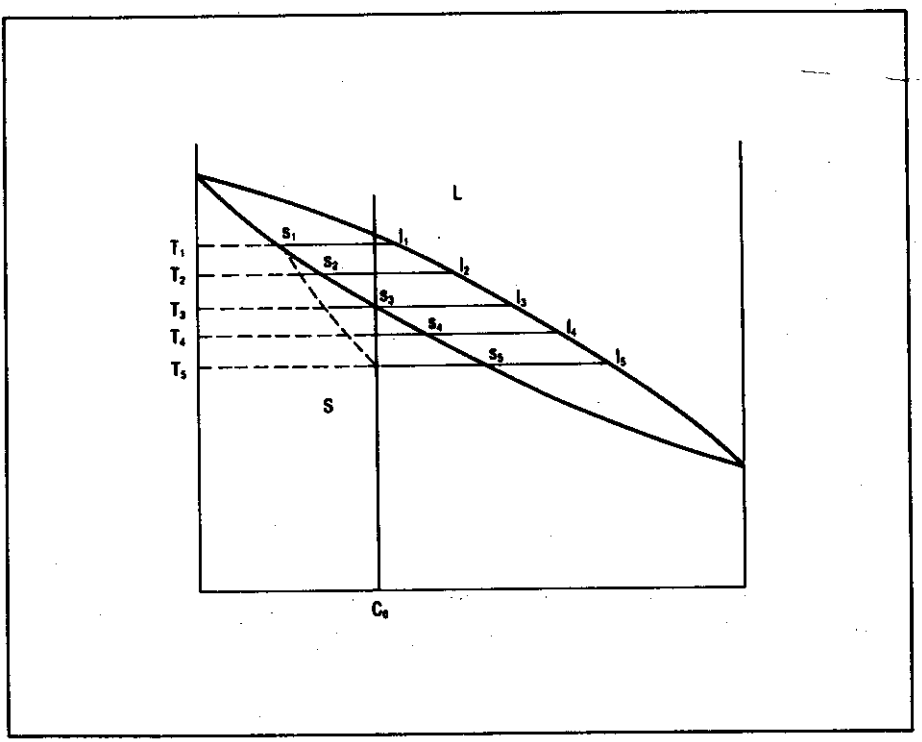


Fig. 8.21 - Diagrama de equilíbrio e isotermas de solidificação "fora de equilíbrio". A linha tracejada indica a composição média do sólido durante o processo [13].

A Fig. 8.21 mostra, qualitativamente, o desvio da composição do sólido daquela de equilíbrio, causada pela falta de homogeneização do sólido.

O sólido assim obtido tem composição heterogênea e é chamado sólido "zonado" (cored, coring). Evidentemente uma análise macroscópica do sólido indica uma concentração *média* igual a C_0.

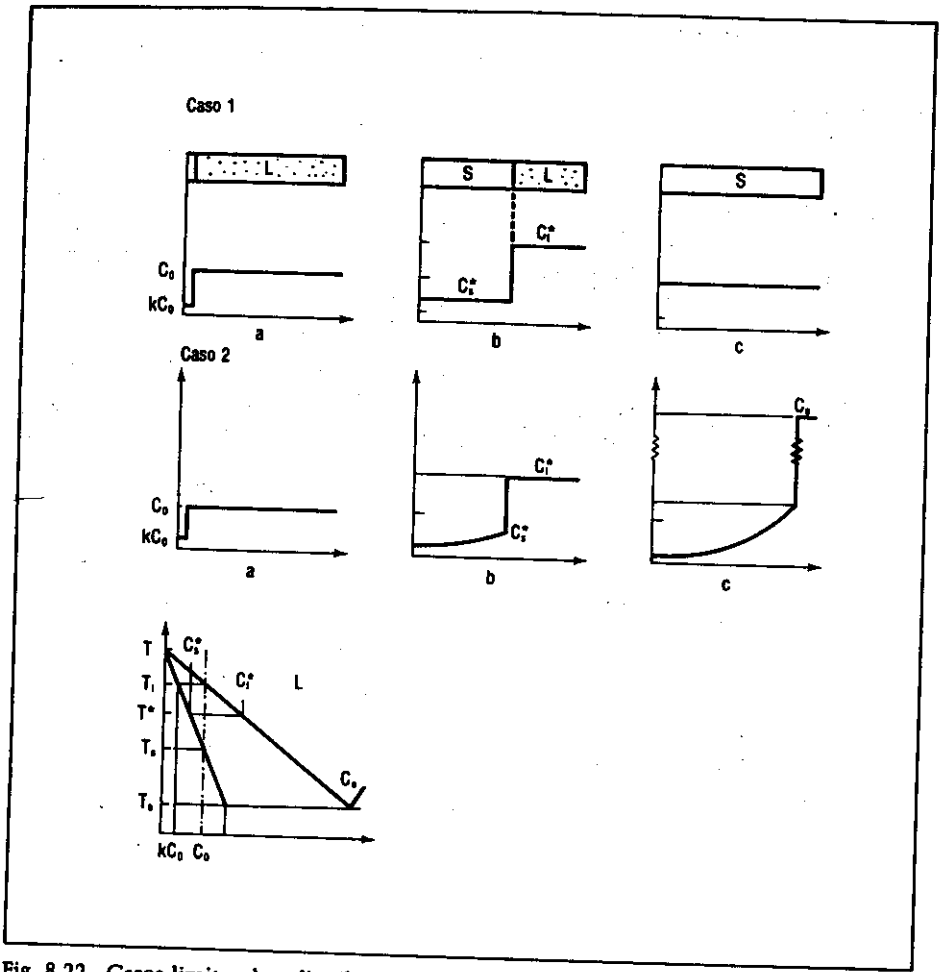


Fig. 8.22 - Casos limites de redistribuição de soluto na solidificação de liga com composição C_0. [10]
Caso 1: Homogeneização no sólido e no líquido.
Caso 2: Homogeneização somente no líquido.
a) Início da solidificação, b) $T = T^*$, c) Fim da solidificação.

As heterogeneidades decorrentes da solidificação — segregações — são detectáveis por análises localizadas, por exemplo, através de microssonda. Cálculos para a previsão da redistribuição de soluto podem ser feitos, em alguns casos-limites, de forma simplificada. (Fig. 8.22)

O modelo que mais se aproxima da realidade, entretanto, é o Tiller et alii [14], que assumiu que no sólido não ocorre homogeneização (durante a solidificação) e que no líquido, esta ocorre apenas por difusão (isto é, não ocorre convecção). Este é o modelo mais empregado para descrever fenômenos de segregação, em condições industriais.

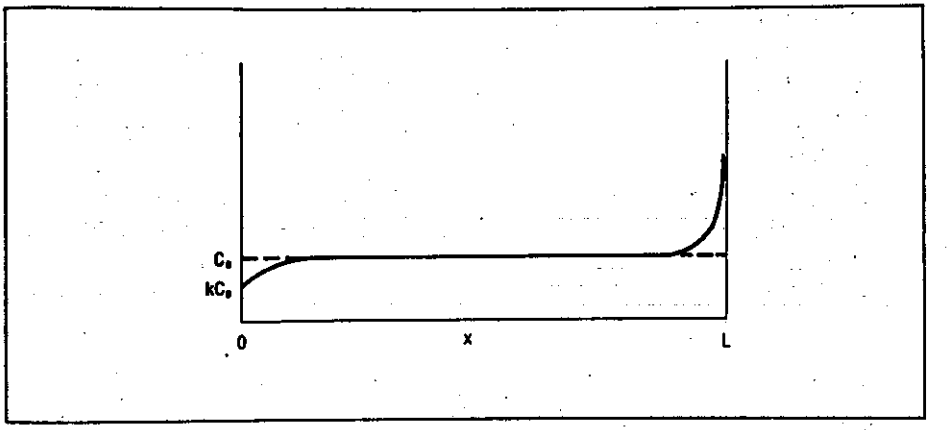


Fig. 8.23 - Distribuição de soluto prevista pelo modelo de Tiller et alii [14], em uma barra solidificada unidirecionalmente.

8.3.3.4.1 - CRESCIMENTO DENDRÍTICO

Observando-se a estrutura de metais solidificados, pode-se notar que, freqüentemente, o crescimento do sólido ocorre com uma interface não plana.

Além disto, existem casos em que sólido é nucleado adiante da frente de solidificação e casos em que núcleos sólidos lançados adiante da interface sólido-líquido encontram condições térmicas que permitem sua sobrevivência e crescimento.

É evidente que, no caso de metais puros, estes fenômenos só podem ocorrer em presença de um gradiente de temperatura negativo no líquido, como mostrado na Fig. 8.24. Nestes casos, eventuais perturbações na interface que avancem para dentro do líquido encontram condições propícias a seu avanço adiante da interface.

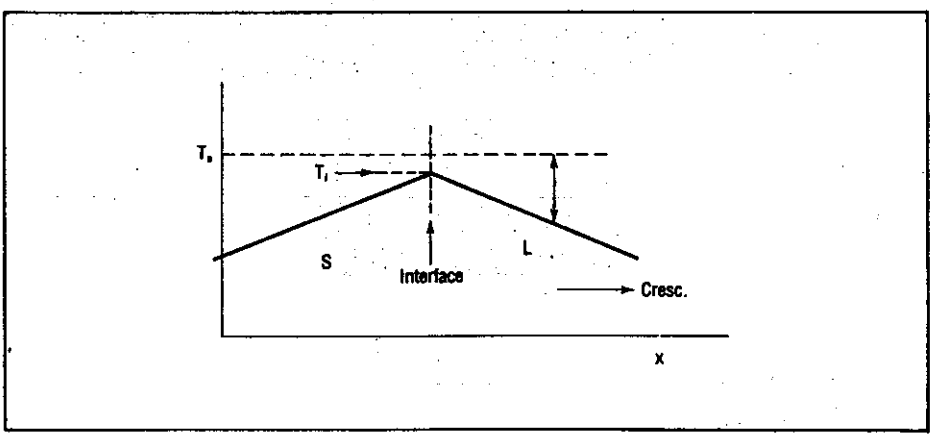


Fig. 8.24 - Crescimento com gradiente de temperatura negativo no líquido [15].

Assim, o crescimento celular ou dendrítico é possibilitado.

Uma vez que existem planos cristalográficos em que o processo de ajuste dos átomos na transformação líquido-sólido é mais fácil, é natural que o crescimento tenha, nestes casos, orientação cristalográfica preferencial.

No caso de ligas, é possível estabelecer um mecanismo que justifique a ocorrência destes fenômenos por causa da segregação. Este mecanismo é chamado "superesfriamento constitucional". [10, 13, 15]

É importante observar que, neste caso, o crescimento dendrítico ocorre em condições de gradiente de temperatura positivo adiante da interface.

8.3.3.5 - Estrutura de lingotes

8.3.3.5.1 - CARACTERÍSTICAS DA ESTRUTURA

Lingotes são fundidos projetados para otimizar a solidificação, levando em consideração o trabalho mecânico posterior a que serão submetidos. A facilidade com que os lingotes podem ser conformados, bem como as propriedades do metal obtido dependem, freqüentemente, da estrutura do lingote, isto é:

— Forma, tamanho e orientação dos grãos e,

— Localização e composição de eventuais heterogeneidades geradas durante a solidificação.

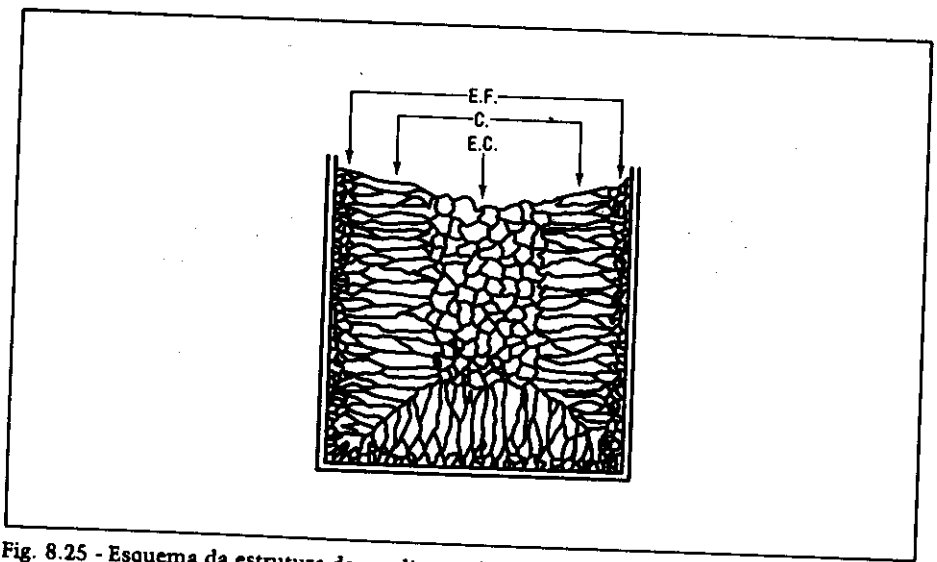


Fig. 8.25 - Esquema da estrutura de um lingote [13].
Zona equiaxial fina (E.F)
Zona colunar (C.)
Zona equiaxial central (E.C.)

Lingotes comerciais apresentam, em geral, três zonas de estruturas diferentes, como mostra a Fig. 8.25:

(1) Zona equiaxial fina, na superfície: Esta zona aparece devido à farta nucleação que ocorre quando o metal é vazado e entra em contato com as paredes frias da lingoteira. Os cristais nesta região são dendríticos e equiaxiais. Seu crescimento é limitado pela presença de outros núcleos.

(2) Zona colunar: A proporção que o crescimento da zona equiaxial prossegue em direção ao interior do lingote, os cristais favoravelmente orientados em relação ao fluxo térmico crescerão mais rapidamente, como mostra, esquematicamente, a Fig. 8.26.

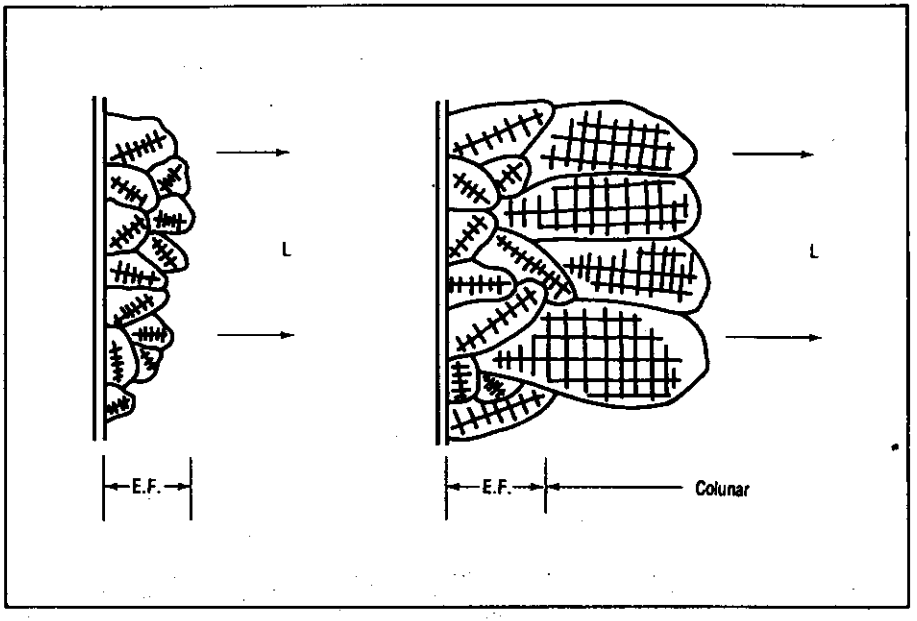


Fig. 8.26 - Crescimento de cristais a partir dos cristais equiaxiais finos (E.F.) orientados favoravelmente [13].

(3) Zona equiaxial central: Se o líquido no interior do lingote chegar a ficar superesfriado, pode ocorrer o crescimento equiaxial central. Este crescimento pode partir de núcleos existentes na região ou de pontas de dendritas trazidas por correntes de convecção.

É importante observar que nem sempre as 3 zonas estão presentes em lingotes comerciais. A ocorrência de cada uma das zonas pode ser favorecida ou dificultada por determinados fatores, inclusive o tipo da liga em questão.

8.3.3.5.2 - MICROSEGREGAÇÃO

A segregação que ocorre na escala do espaçamento interdendrítico é chamada de microsegregação. O modelo de Tiller et alii [14], permite descrever, com razoável precisão, a microsegregação interdendrítica em ligas comerciais.

A Fig. 8.27 apresenta um exemplo de medida de microsegregação em um aço de baixo carbono (Ni-Cr), realizada com microssonda (Fig. 8.28).

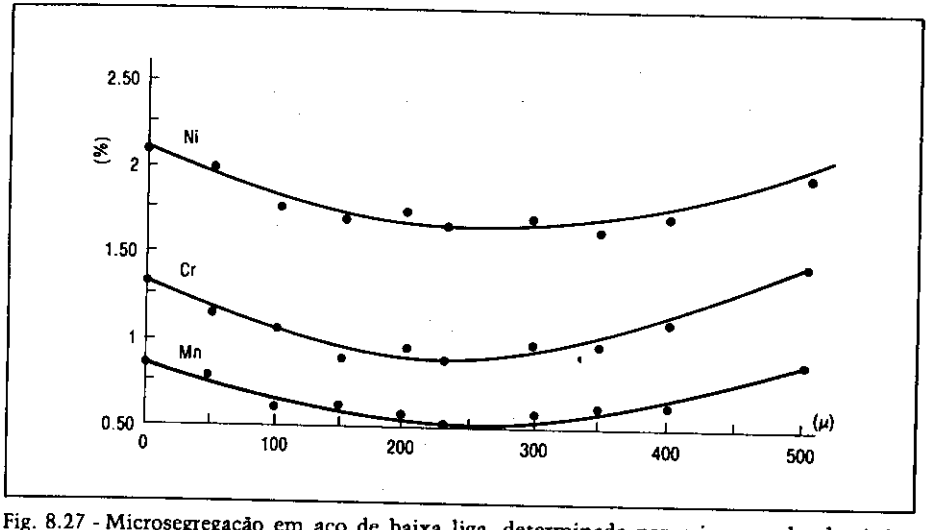


Fig. 8.27 - Microsegregação em aço de baixa liga, determinada por microssonda eletrônica [10].

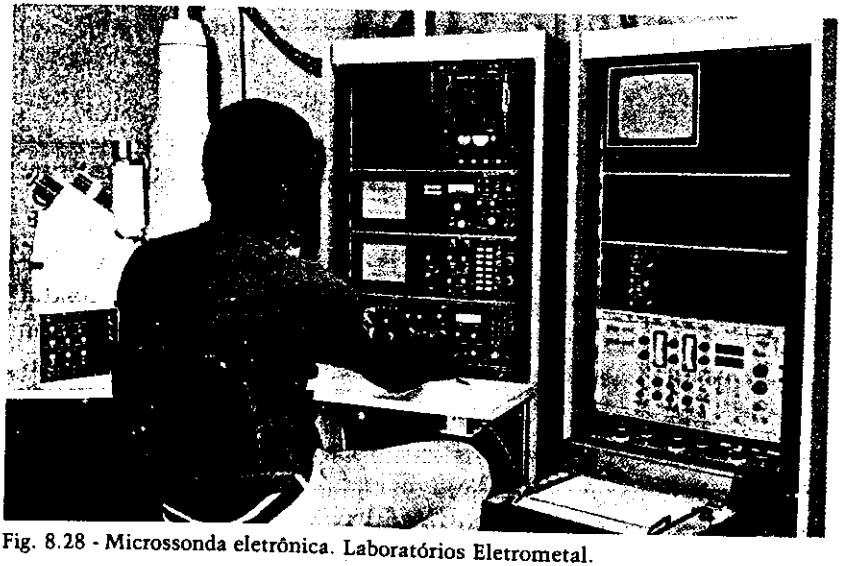


Fig. 8.28 - Microssonda eletrônica. Laboratórios Eletrometal.

8.3.3.5.3 - ESPAÇAMENTO INTERDENDRÍTICO

A morfologia dendrítica nos processos usuais de fundição e lingotamento se altera pouco em uma ampla faixa de taxas de resfriamento.

Ela simplesmente se torna mais fina com o aumento da taxa de resfriamento.

Um sistema em solidificação "ajusta" o espaçamento interdendrítico de modo a reduzir o superesfriamento constitucional a um mínimo. De uma forma geral, observa-se que o espaçamento interdendrítico é proporcional ao Tempo Local de Solidificação.

8.3.3.5.4 - MACROSEGREGAÇÃO

Variações de composição química que ocorrem em distâncias superiores à ordem de grandeza do espaçamento dendrítico são chamadas macrosegregações.

Os principais tipos de macrosegregação observados em lingotes convencionais são: (Fig. 8.29)

— Segregação em "A"
— Segregação em "V"
— Segregação Positiva, no topo
— Segregação Negativa, na base

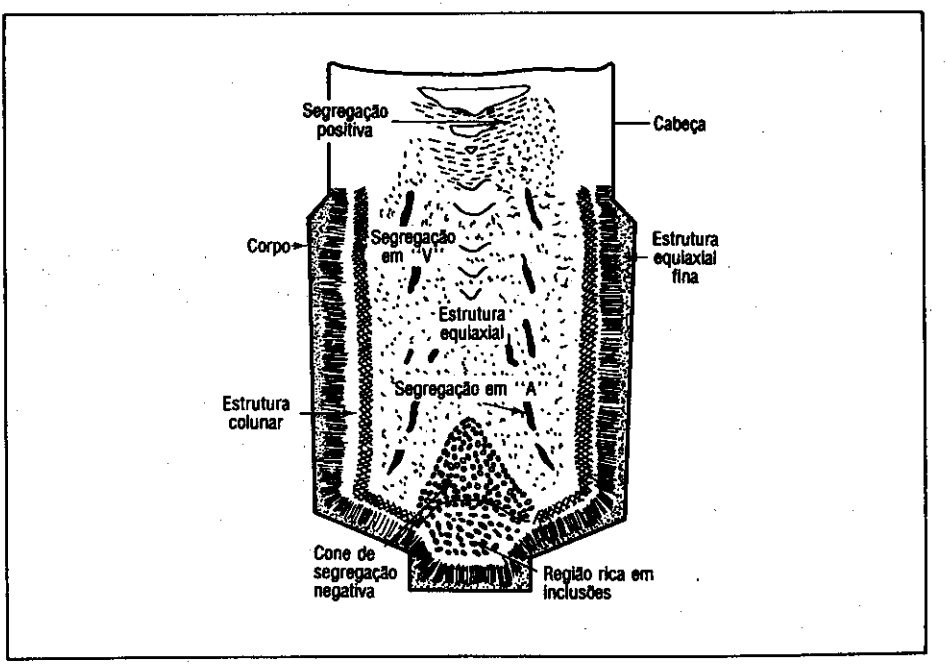


Fig. 8.29 - Características estruturais de um lingote grande de aço acalmado [16].

a) Segregação em "A"

Uma vez que os segregados em "A" têm, por vezes, vários centímetros de extensão, a hipótese de formação destes segregados por difusão pode ser descartada.

A hipótese mais aceita para a formação dos segregados em "A" é a do movimento de líquido interdendrítico, durante a solidificação.

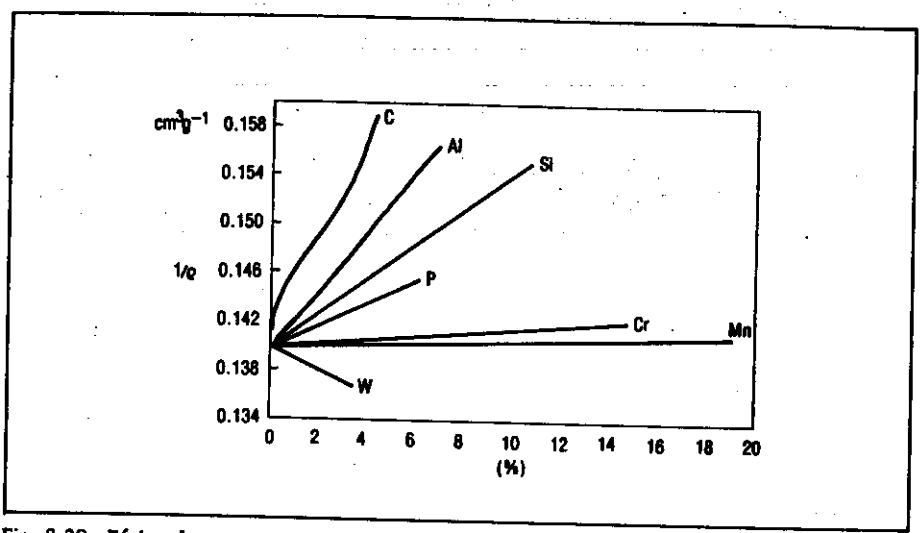


Fig. 8.30 - Efeito da composição do aço, em seu volume específico (inverso da densidade) a 1600°C [17].

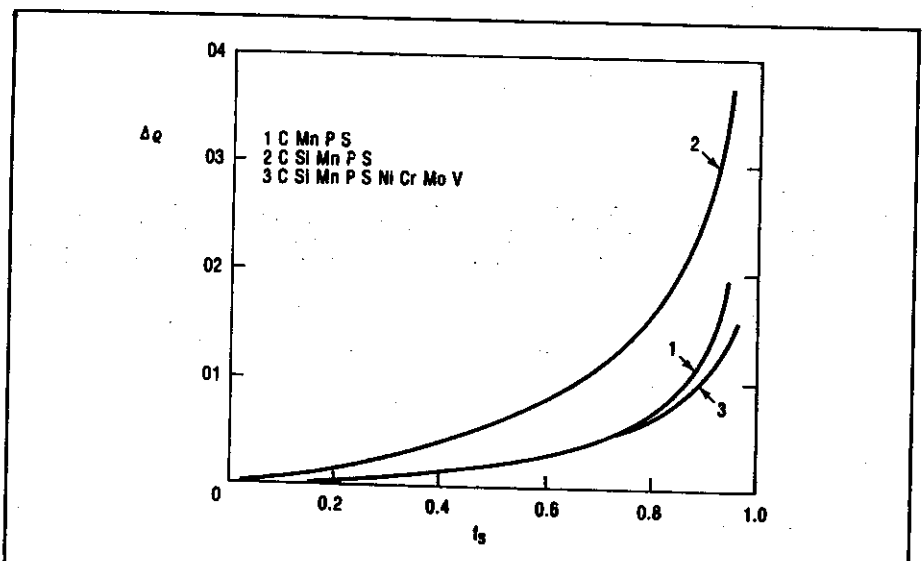


Fig. 8.31 - Diferença de densidade entre o líquido interdendrítico e o líquido não-segregado, durante a solidificação, em função da fração solidificada [18].

O líquido interdendrítico, enriquecido em solutos, tem densidade sensivelmente diferente da densidade do líquido no interior do lingote, não segregado. O efeito dos elementos em solução no aço sobre a densidade do aço líquido pode ser visto nas Fig. 8.30 e 8.31. É evidente que elementos como P, Si, S têm um efeito drástico na densidade do aço líquido.

O líquido de menor densidade (segregado) "flutua", formando canais de fluxo preferencial, que resultam nas segregações em "A".

O controle dos elementos que têm forte efeito sobre a densidade do aço líquido (P, S, Si, p.ex.) é fundamental, portanto, para se evitar ou minimizar a segregação em "A".

b) Segregação Negativa (Base) e Positiva (Topo)

Os canais formados pelo mecanismo de segregação em "A", conduzem líquido rico em soluto para o topo do lingote. Esta região ficaria, então, com um desvio positivo em relação à composição média do lingote, sendo chamada de região de segregação positiva.

A teoria mais aceita para explicar a formação da segregação negativa é a da queda ou "chuva" de cristais.

Segundo esta teoria, cristais equiaxiais, formados no interior do lingote,afundam (devido a maior densidade), criando, na base do lingote, um "cone sedimentado" de cristais de menor conteúdo de solutos.

Estes cristais, durante o afundamento, arrastariam as inclusões não-metálicas presentes no metal líquido (óxidos, basicamente) criando uma região mais rica em inclusões no pé do lingote (Fig. 8.29).

c) Segregação em "V"

Nas etapas finais da solidificação de um lingote, pode ocorrer a formação de uma grande região central de sólido + líquido, onde o sólido tem a forma de cristais equiaxiais.

Durante a solidificação vertical desta região, haverá necessidade de alimentação, de cima para baixo. Este fluxo, e a própria contração de solidificação podem causar o aparecimento de canais descendentes a 45° nesta massa pastosa.

Estes canais solidificam como segregações em "V".

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

[1] ABREU, S. F., *Recursos Minerais do Brasil*, 2 ed., Edgard Blücher, São Paulo, 1973, 2 v.

[2] ISHIKAWA, Y. et alii, *Trans. JISI*, 25 (1985) nr 7, nr 8.

[3] GEIGER, G. H., in *Metallurgical Treatises*, J. K. Tien, J. F. Elliott, eds., TMS-AIME, New York, 1981, p. 191.

[4] THE MAKING, SHAPING AND TREATING OF STEEL, McGannon, H. E., ed., US Steel Corp., 9 ed., Pittsburgh, 1971.

[5] CAVALLANTE, F. L., et alii, *Físico-Química Metalúrgica*, ABM, São Paulo, 1984.

[6] FEINMAN, J., in *Metallurgical Treatises*, J. K. Tien, J. F. Elliot, eds. TMS-AIME, New York, 1981, p. 211.

[7] BOF STEELMAKING, Gaines, J. M., ed., ISS-AIME, New York, 1974, 2 v.

[8] NILLES, P. E., in *Mixed Gas Blowing in Steelmaking*, ISS-AIME, New York, 1982, p. 3.

[9] AMELLING, D., et alii, *Stahl und Eisen*, 106 (1986) nr. 1, p. 35.

[10] FLEMINGS, M., *Solidification Processing*, Mc Graw-Hill, New York, 1974.

[11] CHVORINOV, N., *Giesserei*, 27 (1940), p. 177, citado por [10].

[12] MARBURG, E., Trans. AIME, in *Journal of Metals*, feb. 1953, p. 157.

[13] CHADWICK, G.A., *Metallography of Phase Transformations*, Crane Russak & Co., New York, 1972.

[14] TILLER, W., et alii, *Acta Met.*, 1 (1953), p. 428.

[15] WINEGARD, W. C., *An Introduction to the Solidification of Metals*, The Institute of Metals, London, 1964.

[16] BAILEY, W. H., *Iron & Steelmaking*, nr. 2 (1977), p. 72.

[17] DEIHMANN, W., *Radex Rundschau*, nr. 3 (1971), p. 455.

[18] MOORE, J. J., SHAH, N. A., *Intl. Met. Rev.*, 28, nr. 6 (1983), p. 338.

CAPÍTULO 9

PROCESSOS DE REFINO PARA AÇOS E LIGAS ESPECIAIS DE QUALIDADE

A constante evolução da engenharia mecânica vem exigindo cada vez mais dos materiais. Para acompanhar as solicitações de materiais com propriedades excepcionais, foram desenvolvidos processos de refino, visando melhorar as características dos aços e ligas especiais.

Estes processos compreendem:

(1) Operações após forno ou Metalurgia da Panela: realizadas após o vazamento do aço do forno - antes, entretanto, do metal solidificar. Incluem: desgaseificação, dessulfuração, injeção de pós na panela,etc. Tais processos influem na composição química e limpeza do aço, sem entretanto, alterar sua solidificação.

(2) Processos de refusão: caracterizados pela refusão de um lingote de aciaria (ou de outro processo primário), compreendendo refino e solidificação gradual, com estrutura muito superior à dos lingotes convencionais.

(3) Processos especiais de elaboração: processos em que o aço (ou outra liga) é elaborado em fornos com característica especiais, como, por exemplo, condições de pressão, diferentes dos processos convencionais de aciaria.

9.1 - METALURGIA DE PANELA

9.1.1 - Desgaseificação

A desgaseificação é uma operação após-forno, em que o aço líquido é exposto a um vácuo médio (0.5-2mmHg) e agitado. O objetivo principal deste processo é, obviamente, retirar os gases dissolvidos no aço líquido, principalmente o hidrogênio.

Os defeitos causados pelo hidrogênio nos aços são conhecidos há bastante tempo. Entretanto, por força do altíssimo coeficiente de difusão do hidrogênio e sua baixa solubilidade no ferro, a correta caracterização do teor de hidrogênio associado à ocorrência de defeitos é, até hoje, motivo de discussão.

O principal efeito do hidrogênio no ferro e suas ligas é a fragilização, que, associada à segregação e tensões (por exemplo durante o tratamento térmico) pode causar o aparecimento de trincas internas, chamadas "flocos" [1].

A suceptibilidade ao aparecimento de flocos aumenta com o grau de segregação e com o abaixamento da temperatura de transformação (Ms), principalmente, sendo os aços média-liga (Ni-Mo-V, por exemplo), em geral os mais propensos a ocorrência deste defeito.

Quanto maior a seção, mais difícil se torna para o hidrogênio difundir-se para fora da peça, aumentando, portanto, as chances de problemas.

Tais problemas passaram a receber maior atenção prática após as falhas catastróficas ocorridas em 1954, nos Estados Unidos, quando o rotor de uma turbina a vapor de um gerador de 165 MW fraturou em pedaços, operando a 3600 rpm, praticamente destruindo a Usina de Ridgeland, Chicago [2]. No mesmo ano, um rotor produzido para o Arizona Public Service Co. explodiu em pedaços durante testes. A análise destes pedaços revelou que uma das principais causas das fraturas eram falhas possivelmente causadas por hidrogênio [3].

A partir daí, a desgaseificação foi incluída como passo obrigatório para aceitação na produção de rotores de aços Ni-Mo-V. A evolução do processo mostrou que a desgaseificação é extremamente benéfica em muitos outros casos, especialmente quando se torna necessário utilizar escórias desoxidantes no forno a arco, para atingir baixos teores de enxofre (ver Cap. 8). Nestas condições a absorção de gases é máxima, e aços suceptíveis a problemas com hidrogênio, somente podem ser produzidos com baixo enxofre, em seções grandes, desgaseificados.

9.1.1.1 - Processos de desgaseificação

A evolução da desgaseificação conduziu a três principais sistemas, tendo cada um suas vantagens e desvantagens sendo que a opção entre os diversos processos depende dos produtos desejados, dos tipos de aço etc.

Os três principais sistemas de desgaseificação são:

(1) Desgaseificação no jato: ocorre no vazamento do forno ou no lingotamento sob vácuo. Apesar de ser, em termos de desgaseificação, extremamente eficiente, uma vez que todo o metal é exposto com alta relação Área/Volume ao vácuo, tal sistema não apresenta a mesma flexibilidade dos processos em panela.

(2) Desgaseificação em panela: a panela contendo o aço é transferida para uma câmara, onde é feito o vácuo. A agitação pode ser feita por insuflação de argônio ou por aquecimento indutivo, (nestes casos necessita-se de panelas de aço não-magnético, austenítico). Estes equipamentos são os mais adequados à realização de operações de metalurgia de panela.

(3) Desgaseificação por circulação: neste sistema o aço líquido é mantido na panela e aspirado para dentro de uma câmara de vácuo capaz de conter uma parte de corrida. Com a circulação, todo o aço é exposto ao vácuo. Requer mecanismos e equipamentos complexos, sem ter a flexibilidade dos processos de panela. É recomendado para processos em que se necessita apenas desgaseificação, em corridas grandes (100-200t) e em conjunto com conversores.

A Fig. 9.1 mostra, esquematicamente, os mais importantes processos industriais de desgaseificação.

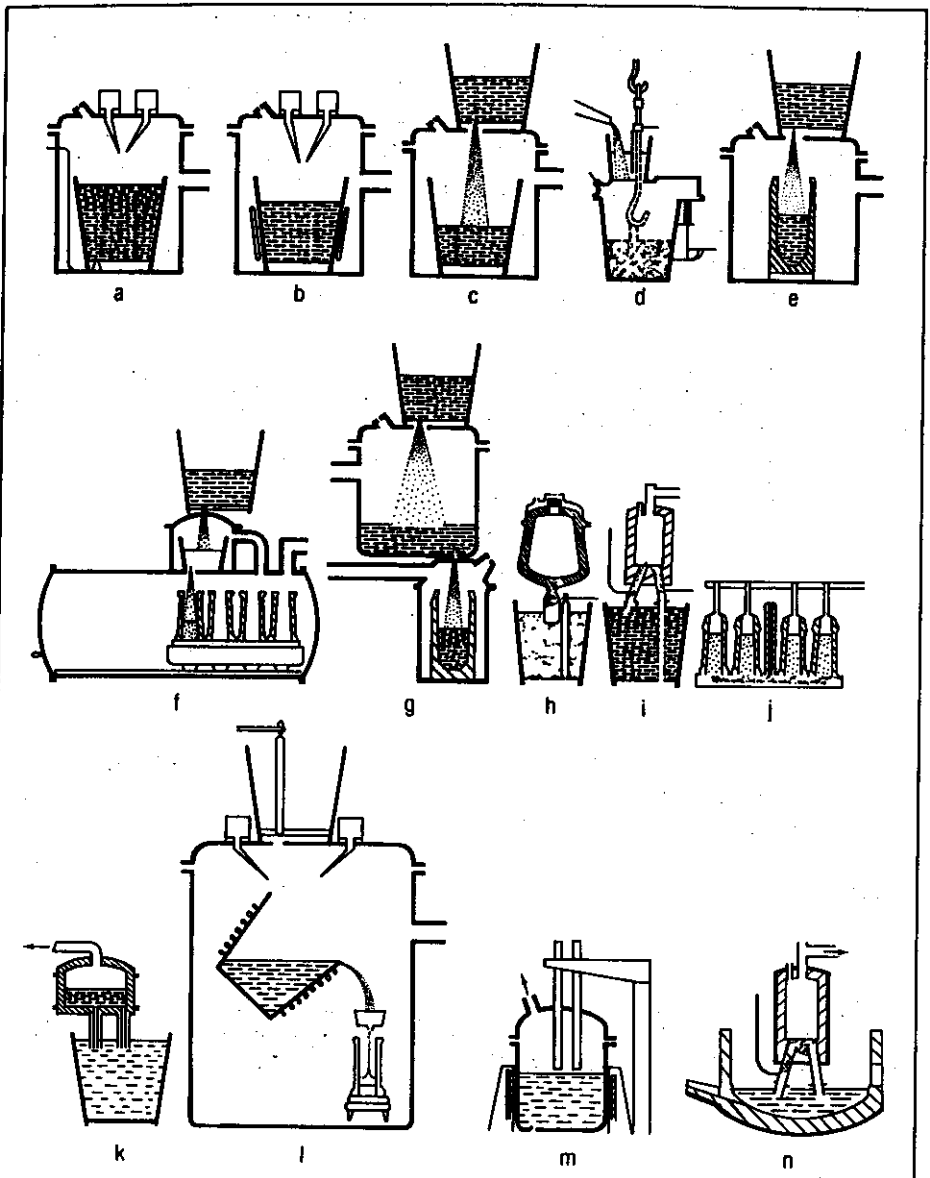
Os principais processos de panela são: VAD (Vacuum Arc Degassing) e o ASEA-SKF (onde a agitação é feita por indução, utilizando-se panela não-magnética).

A Fig. 9.2 mostra, em mais detalhes, a instalação VAD da Eletrometal.

Neste processo utiliza-se um tijolo poroso, no fundo da panela, por onde o argônio é injetado. Ele tem a dupla função de agitar e homogeneizar o banho, e agir como nucleador de bolhas de gás na massa de aço.

O sistema de vácuo é composto de 5 estágios de ejetores a vapor, atingindo a pressão de trabalho em menos de seis minutos e a desgaseificação processa-se por um mínimo de oito minutos. Os resultados finais indicam, sistematicamente, valores de 0.9-1.4 ppm de hidrogênio, que são considerados seguros para a prevenção de defeitos.

De vez que tais aparelhos dispoem de equipamento de aquecimento a arco, é possível estender o tempo de processamento, realizar adições de escória, ligas etc., isto é, operações de metalurgia de panela.



a) borbulhamento de gás inerte
b) agitação por aquecimento indutivo
c) vazamento de panela para panela
d) vazamento múltiplo em panela
e) vazamento de panela para lingoteira
f) vazamento de panela para várias lingoteiras
g) vazamento panela-panela-lingoteira
h) aspiração do metal líquido
i) circulação por aspiração
j) na lingoteira
k) aspiração com aquecimento indutivo
l) processos combinados em tanque fechado
m) agitação por indução e aquecimento a arco
n) no próprio forno

Fig. 9.1 - Processos de desgaseificação de aço [4]

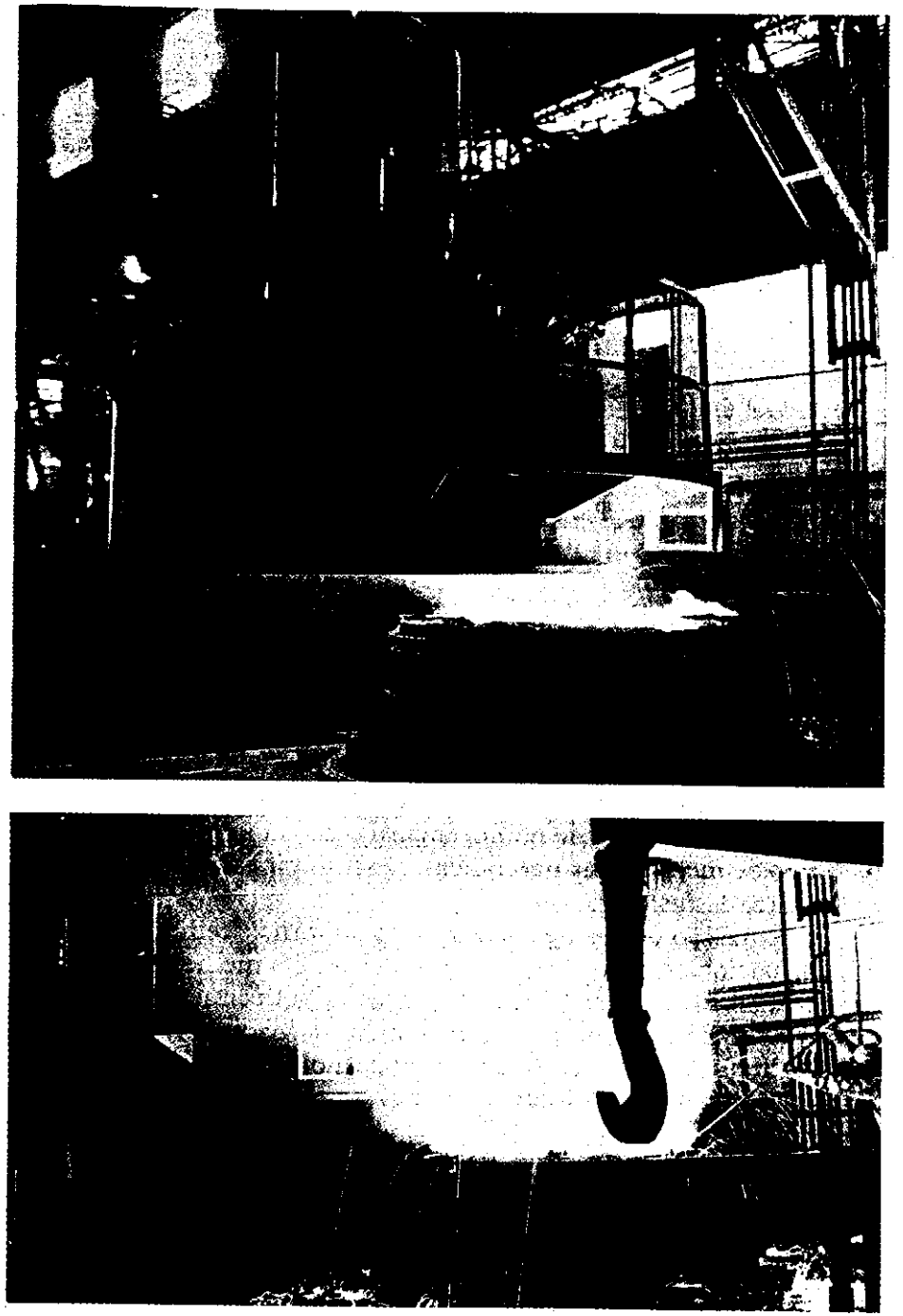


Fig. 9.2 - a] Instalação V.A.D. — Eletrometal
Acima: Fechamento da câmara para início do tratamento.
Abaixo: Medida de temperatura final.

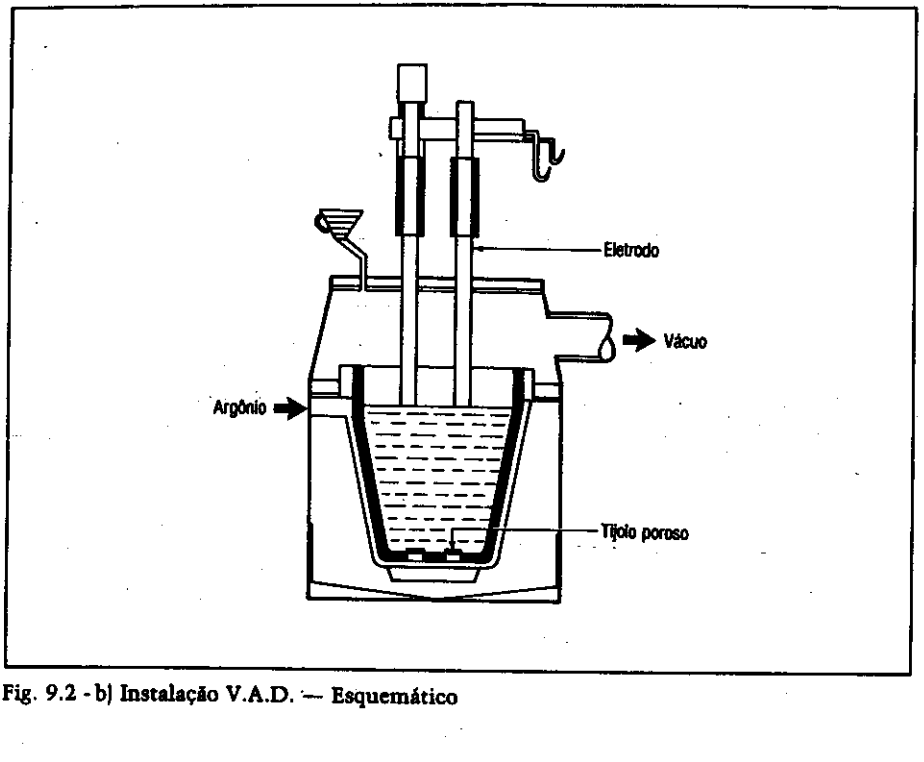


Fig. 9.2 - b) Instalação V.A.D. — Esquemático

9.1.2 - Outras operações de metalurgia de panela

Além da desgaseificação, operações de metalurgia de panela são realizadas com objetivo de homogeneizar o aço líquido, reduzir e alterar o tipo de inclusões não-metálicas, dessulfurar e desoxidar e, eventualmente, desfosforar.

A realização destas operações "fora do forno" tem várias vantagens operacionais, como visto no Capítulo 8. Os melhores resultados operacionais são obtidos quando se dispõe de aquecimento no equipamento de metalurgia de panela, pois, além de não ser necessário ter temperaturas de vazamento muito altas, no conversor ou no forno elétrico, há maior flexibilidade quanto ao tempo de tratamento da corrida.

9.1.2.1 - Homogeneização e remoção de inclusões não-metálicas

A agitação com argônio (ou por indução no ASEA-SKF) permite a rápida homogeneização térmica e química do aço líquido.

Conseqüentemente, dispõe-se de melhor controle de composição química, obtendo-se menores desvios na composição e maior reprodutibilidade nas propriedades mecânicas.

O controle preciso da temperatura, essencial para o lingotamento de aços de alta qualidade, é possível até níveis de ± 5°C [5].

O uso de energia de agitação adequada (função da vazão de argônio, no VAD) favorece a remoção de inclusões, especialmente em presença de uma escória "sintética" de composição controlada capaz de absorvê-las.

A maior parte das inclusões presentes no aço líquido (primárias) são óxidos, e para aços desoxidados com alumínio, a maior parte do oxigênio presente está associado a estas inclusões. Esta remoção permite obter aços com quantidades de inclusões reduzidas, como indicam os teores de oxigênio final, tipicamente abaixo de 10-20 ppm.

9.1.2.2 - Dessulfuração e controle de inclusões não-metálicas

A ausência de oxigênio na atmosfera (quando se emprega vácuo), escórias sintéticas CaO/CaF_2 (Al_2O_3) com elevada razão de distribuição de enxofre e a agitação, que favorece a cinética das reações metal-escória, fazem do VAD um excepcional equipamento para dessulfuração.

A metalurgia de panela é, presentemente, uma das melhores opções para aciarias que empregam conversores e desejam produzir aços com baixos teores de enxofre. No conversor as condições são sempre oxidantes, em função da injeção de oxigênio e, como visto no item 8.3.2, não são favoráveis para a dessulfuração.

A dessulfuração pode ser realizada, também, pela injeção de fluxos ou compostos a base de cálcio, na panela. A injeção de CaSi (processo TN, por exemplo) é utilizada para controle do tipo e forma das inclusões não-metálicas, normalmente não sendo econômico o emprego deste composto para dessulfuração, apenas. O cálcio metálico (adicionado como CaSi) converte as inclusões de alumina em aluminatos de cálcio, líquidos à temperatura de fabricação do aço. Estas inclusões evitam o entupimento das válvulas, normalmente causado pela alumina. Como o cálcio tem elevada afinidade pelo enxofre, os sulfetos formados passam a ser complexos, de ponto de fusão elevado e menor plasticidade do que o sulfeto de manganês. Isto é um benefício para reduzir a anisotropia de produtos conformados a quente (ver Capítulo 10).

9.1.2.3 - Desoxidação pelo carbono sob vácuo

O abaixamento da pressão tem efeito sobre o equilíbrio de qualquer reação que envolva o consumo ou a geração de gás. A reação

$$\underline{C} + \underline{O} \rightleftharpoons CO\,(g) \qquad (1)$$

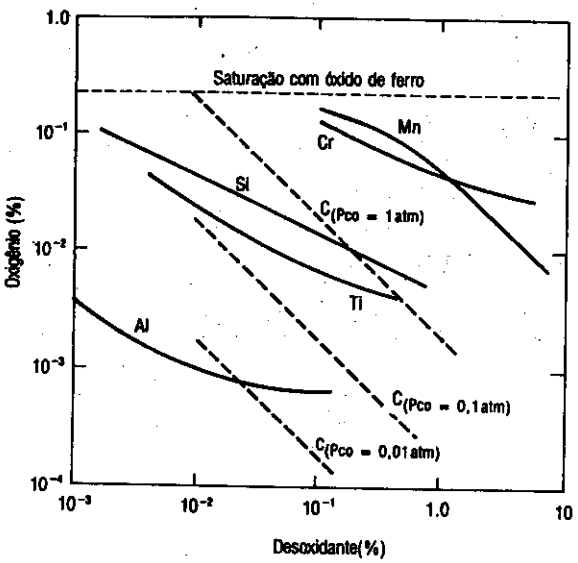


Fig. 9.3 - Comparação do poder de desoxidação de diferentes desoxidantes com o carbono (reação [1]) a diferentes pressões de CO. O gráfico apresenta: oxigênio dissolvido no aço, em função da quantidade de desoxidante em solução (valores de equilíbrio) [6].

é deslocada para a direita com o abaixamento da pressão de CO, causada pelo vácuo. Assim, em função da pressão atingida, o carbono pode se tornar um desoxidante tão ou mais eficiente que o próprio alumínio, com a principal vantagem de não produzir inclusões não-metálicas durante a desoxidação. (Fig. 9.3).

Limpeza elevada (isto é, pequena quantidade de inclusões) e a possibilidade de se ter teores de silício (que coopera no aparecimento de macrosegregação) e alumínio bastante reduzidos são as principais vantagens desta técnica.

9.1.2.4 - Desfosforação

Na Europa e no Japão pratica-se desfosforação como parte da metalurgia de panela [7]. Neste caso, a escória oxidada do forno é vazada com o metal e, eventualmente, minério de ferro é adicionado. Evidentemente, a escória de desfosforação deve ser totalmente removida an-

tes da desoxidação (como visto em 8.3.2.3) para garantir boa eficiência da desulfuração e evitar reversão de fósforo para o aço.

É importante observar que a retirada da escória da panela não é, normalmente, uma operação de fácil execução.

9.2 - PROCESSOS MODERNOS DE PRODUÇÃO DE AÇOS INOXIDÁVEIS

A crescente demanda de aços inoxidáveis, especialmente os de extra-baixo carbono (tipo 304L, 316L etc.) forçou um grande desenvolvimento nos processos de produção de aços inoxidáveis.

A oxidação do carbono no forno elétrico é um processo trabalhoso e de baixo rendimento, pois as reações

$$C + O \rightleftharpoons CO \qquad (1)$$

$$2Cr + 3O \rightleftharpoons Cr_2O_3$$

$$(\text{ou } Fe + 2Cr + 4O \rightleftharpoons FeCr_2O_4)$$

competem às temperaturas e concentrações normais nos aços inoxidáveis. Para favorecer a oxidação do carbono, ao invés do cromo, no forno elétrico, empregam-se temperaturas elevadas ($\geq$1900°C). Entretanto, tais processos não atingem os níveis exigidos pela série L (C<0.030%) e apresentam baixo rendimento de cromo, além de exigirem longas operações a elevadas temperaturas, sacrificando os refratários do forno.

Modernamente, dois processos têm sido empregados para produção destes aços, com grandes vantagens: AOD (Argon Oxygen Decarburization) e VOD (Vacuum Oxygen Decarburization). Em ambos os processos, a idéia básica é fornecer oxigênio ao aço em condições de baixa pressão parcial de CO, favorecendo a reação (1).

No processo AOD, o oxigênio é injetado misturado com o argônio, em proporções decrescentes ao longo da corrida.

No processo VOD, o oxigênio é soprado sobre o aço, sob vácuo.

Tais processos permitem rendimentos de cromo acima de 97%, teor de carbono < 0.012%, além de somente necessitarem do forno a arco como instrumento de fusão. A Fig. 9.4 mostra uma vista esquemática de um forno V.O.D., enquanto que na Fig. 9.5 é mostrado o andamento de uma descarburação sob vácuo.

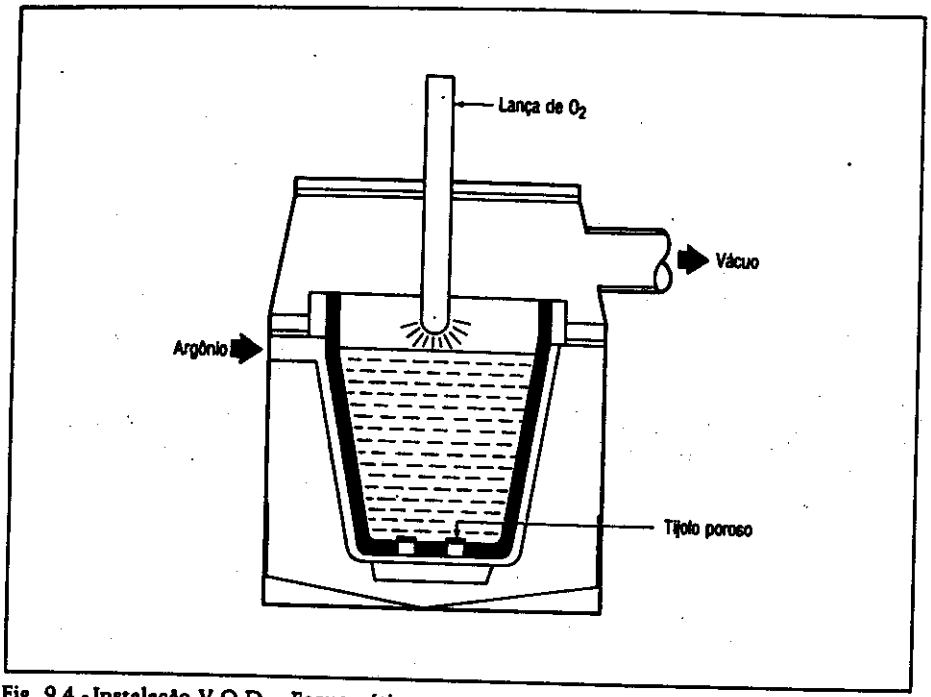


Fig. 9.4 - Instalação V.O.D. - Esquemático.

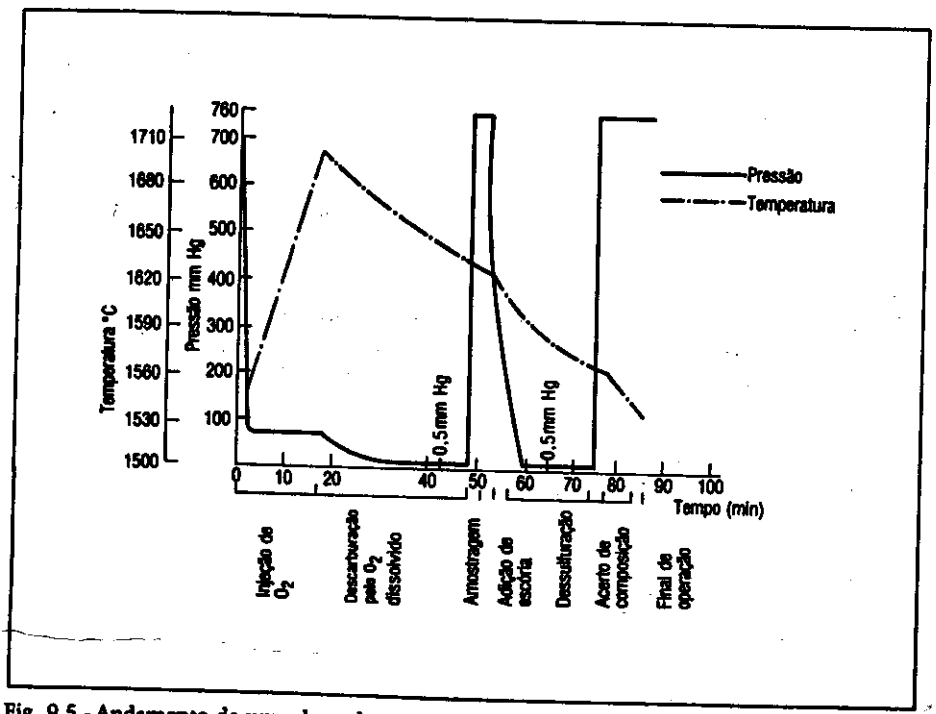


Fig. 9.5 - Andamento de uma descarburação sob vácuo (VOD).

9.3 - FORNO DE INDUÇÃO SOB VÁCUO

As especificações cada vez mais exigentes dos materiais para aplicações a altas temperaturas, em turbinas, reatores etc. forçou o aparecimento e desenvolvimento de diversos processos de elaboração e refino. Dentre os processos primários mais importantes, está a fusão por indução sob vácuo.

A Fig. 9.6 mostra um forno de indução sob vácuo. (Vacuum Induction Melting, V.I.M.).

As principais características deste processo são:

- Controle independente de temperatura, pressão e agitação, permitindo grande flexibilidade na elaboração de vários tipos de ligas.
- Aquecimento por indução, sem contato com o metal e portanto sem contaminação, com excelente controle da temperatura.
- Elevada homogeneização causada pela agitação decorrente da indução.
- Processamento sob vácuo (~10-100μm Hg): elimina a contaminação e oxidação pela atmosfera, permitindo adição de elementos reativos (Al, Ti) e aproveitamento de sucata de ligas que contém estes elementos. Como visto no capítulo 7, o desenvolvimento deste processo foi fundamental para o aparecimento de superligas a base de níquel endurecidas por precipitação de compostos intermetálicos (Ni_3Al, p. ex.). Além de eficiente desgaseificação, o elevado vácuo também possibilita a evaporação parcial das impurezas de baixo ponto de fusão (Bi, Pb etc.), extremamente perniciosas em superligas para trabalho a altas temperaturas. Além disso, a desoxidação e descarburação sob vácuo (ver 9.1.2.3 e 9.2) são extremamente eficazes.

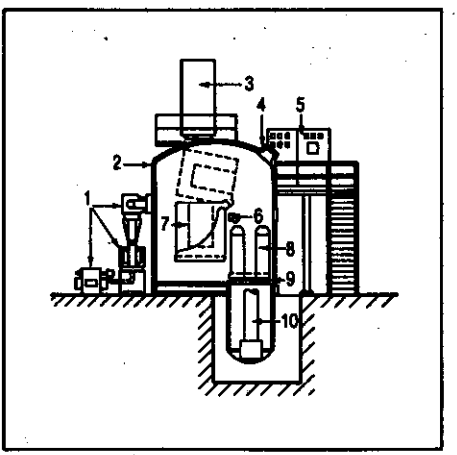


Fig. 9.6 - a) Forno de indução sob vácuo (V.I.M.) - Esquemático.

1 - sistema de vácuo
2 - abóbada
3 - dispositivo de carga
4 - visor
5 - painel de controle
6 - tundish
7 - cadinho
8 - lingoteira
9 - mesa rotativa
10 - lingoteira p/ eletrodo consumível

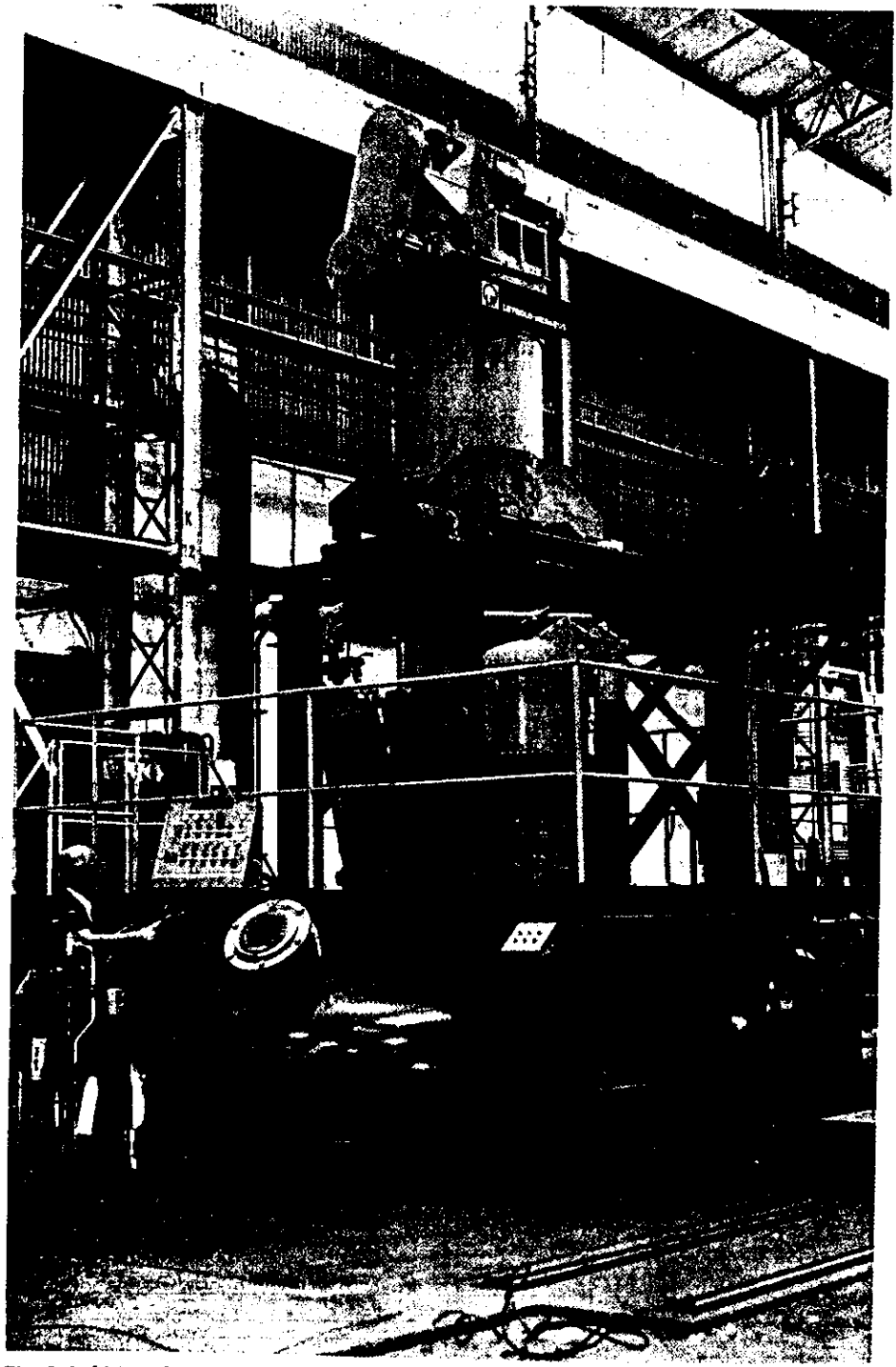


Fig. 9.6 - b) Instalação V.I.M. da Eletrometal.

Tais características, aliadas ao rígido controle das matérias primas, permitem que com o forno de indução sob vácuo, obtenham-se os menores níveis de residuais e o melhor controle de composição dentre os processos primários de elaboração.

Assim, o V.I.M. permite obter, consistentemente, reprodutibilidade elevada de composição química — inclusive de elementos facilmente oxidáveis, como alumínio e titânio (Fig. 9.7) — e conseqüentemente desvio mínimo nas propriedades mecânicas de ligas de elevada pureza, que não poderiam ser produzidas em larga escala de outra forma [8].

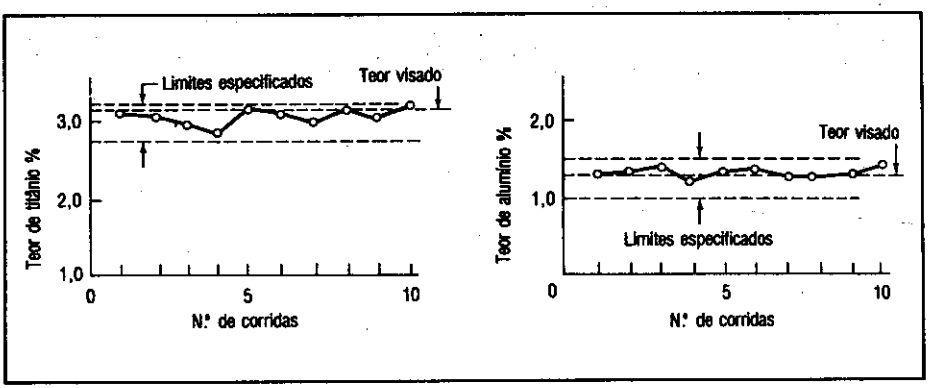


Fig. 9.7 - Resultados de Ti e Al em corridas de V.I.M. de Waspaloy (EMVAC WP) [9].

Um dos exemplos da importância deste processo são os altíssimos índices de disponibilidade (horas de vôo/horas de manutenção) e longas vidas dos modernos motores a jato, que somente puderam ser atingidos com o advento desta técnica.

9.4 - PROCESSOS DE REFUSÃO

Apesar do elevado grau de limpeza e controle de composição química obtidos com os modernos processos de elaboração (Forno a Arco + V.A.D., Forno a Arco + V.O.D., Forno de Indução sob Vácuo), o controle sobre a solidificação do metal (aço ou superliga) é praticamente inexistente nestes processos. Assim, a massa total do lingote é vazada no interior da lingoteira, solidificando naturalmente. Esta solidificação dá origem a heterogeneidades (como segregação, concentração de inclusões etc.). A Fig. 8.29 ilustra, esquematicamente, tais defeitos. Obviamente, tais heterogeneidades são aceitáveis em uma grande parte dos aços em aplicações usuais. Entretanto, à proporção que as solicitações crescem, nota-se a tendência às falhas concentrarem-se nestes defeitos, ou surgirem em decorrência deles.

Nestes casos, emprega-se processos de refusão que, mediante o controle da entrada e extração de calor, permitem a realização de uma solidificação progressiva, além do refino do metal. Os lingotes produzidos pelos processos de refusão e refino apresentam as seguintes características principais:

1. Baixo nível de inclusões
2. Baixo nível de segregação - homogeneidade química
3. Ausência de porosidade
4. Melhor microestrutura
5. Macroestrutura homogênea (Fig. 9.8)

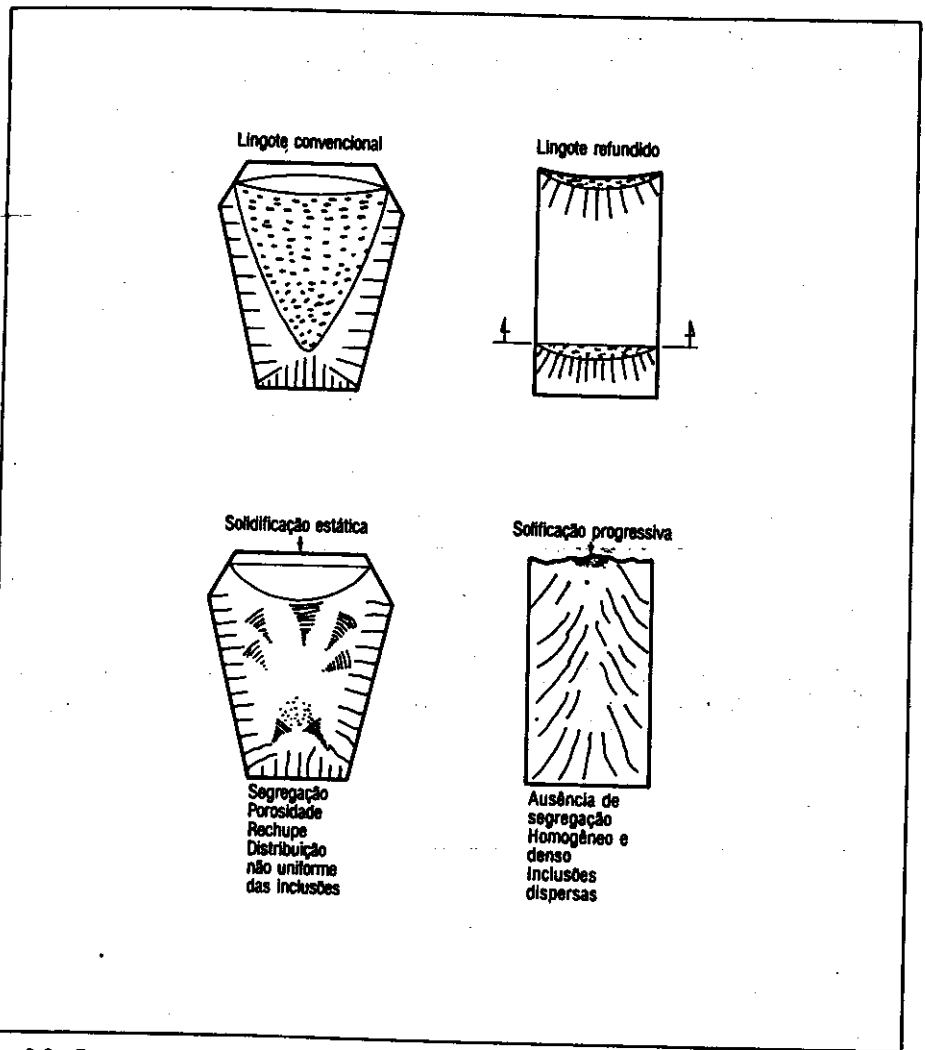


Fig. 9.8 - Comparação do modo de solidificação em lingote convencional e em lingote refundido [10]

Tais características conferem aos produtos refundidos:

1. Propriedades mecânicas mais elevadas (especialmente resistência ao impacto, ductilidade e resistência à fadiga)
2. Isotropia das propriedades
3. Alta resistência à propagação de trincas
4. Estabilidade dimensional — Menor distorção no tratamento térmico
5. Reprodutibilidade de propriedades mecânicas

Os dois principais processos de refusão são: Refusão sob Escória Eletrocondutora (ESR) e Refusão a Arco sob Vácuo (VAR).

9.4.1 - Refusão sob escória eletrocondutora (ESR)

O processo ESR consiste basicamente em um circuito em série (Fig. 9.9), constituído pelo eletrodo a ser refinado (normalmente um lingote elaborado pelos processos primários descritos anteriormente), um banho de escória e o lingote refinado em formação, no interior de uma lingoteira de cobre refrigerado a água [11].

O calor gerado pela corrente atravessando a escória eletrocondutora (efeito Joule) funde a ponta do eletrodo.

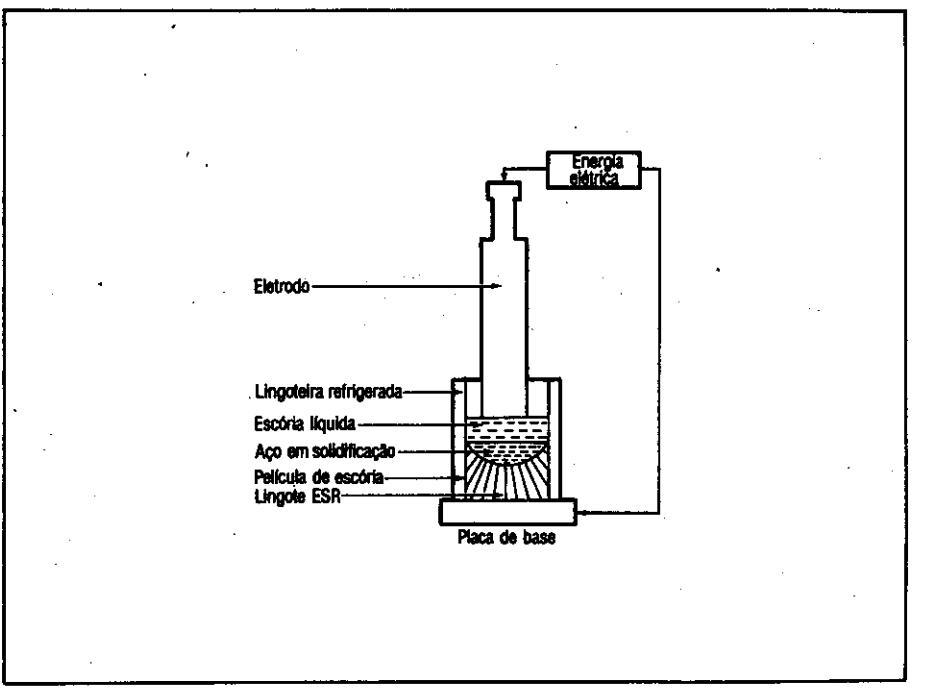


Fig. 9.9 - a) Processo de refusão sob escória eletrocondutora (E.S.R.) - Esquemático.

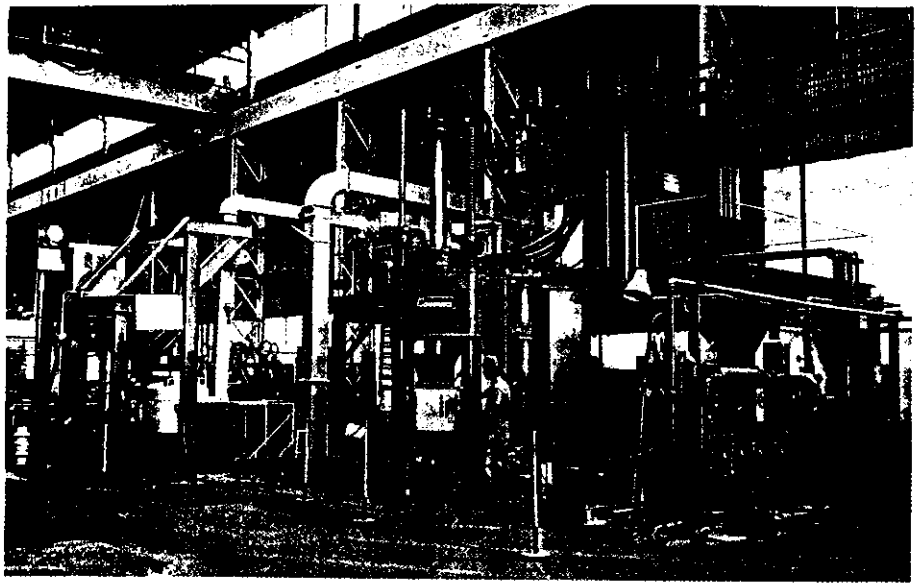


Fig. 9.9 - b) Instalação E.S.R. - Eletrometal.

As gotas de metal líquido atravessam a escória altamente reativa, caindo na poça líquida que se solidifica progressivamente para formar o lingote refinado. O contato com a escória de composição especialmente selecionada, à alta temperatura, remove grande parte das inclusões, além do enxofre, que normalmente é inferior a 0.003% após a refusão ESR. As inclusões que permanecem no material refundido são obtidas do equilíbrio com a escória empregada e normalmente são aluminatos de cálcio e sulfetos complexos contendo cálcio, finamente distribuídas.

Como a qualquer instante a quantidade total de metal líquido existente é pequena e a extração de calor pelo molde é bastante intensa, a solidificação se processa em condições ótimas, resultando na ausência dos defeitos discutidos acima.

Para evitar a reabsorção de hidrogênio durante, a refusão emprega-se ar seco, com umidade relativa inferior a 1%.

Dentre as propriedades obtidas pela refusão ESR têm-se:

— Elevada homogeneidade da estrutura — Ausência de macrosegregação
— Ausência de macro inclusões, porosidade etc.
— Baixa quantidade de micro inclusões, além do que apresentam tamanho bastante menor que o encontrado nos aços convencionais

Todas estas vantagens fazem com que o processo encontre amplas aplicações nos seguintes casos:

- Aços rápidos
- Matrizes para trabalho a frio (especialmente aços indeformáveis Dxx)
- Matrizes para trabalho a quente (especialmente aços Hxx)
- Aços para moldes de plástico (tipo P20)
- Superligas Ni-Cr etc.
- Aços de média liga (ex.: ABNT 4340, 300M, HY140) em que se deseja, além de elevados valores de resistência mecânica, notáveis características de dutilidade e tenacidade, aliadas à alta reprodutibilidade e confiabilidade.

9.4.2 - Refusão a arco sob vácuo (VAR)

As principais diferenças entre os processos ESR e VAR estão na fonte de calor para fusão e na atmosfera do processo. No processo VAR (Fig. 9.10), ao invés de se aquecer a escória por efeito Joule, forma-se um arco elétrico entre o eletrodo a ser refundido e o lingote refinado. Obviamente, o processo se passa sob vácuo, e inexiste escória.

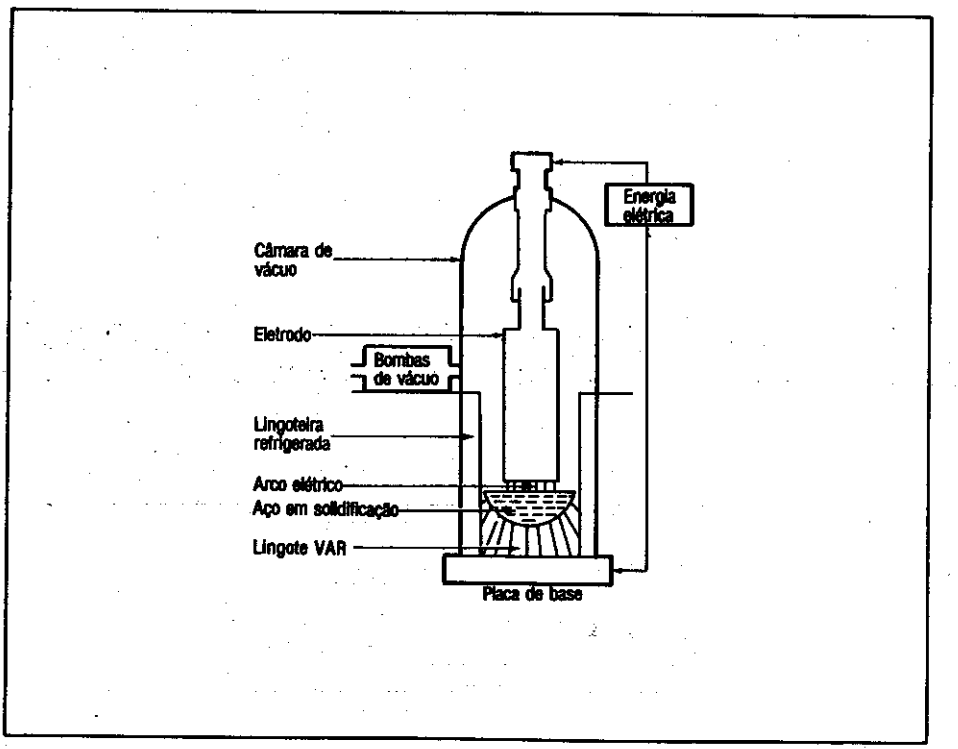


Fig. 9.10 - a) Processo de refusão sob vácuo (V.A.R.) — Esquemático.

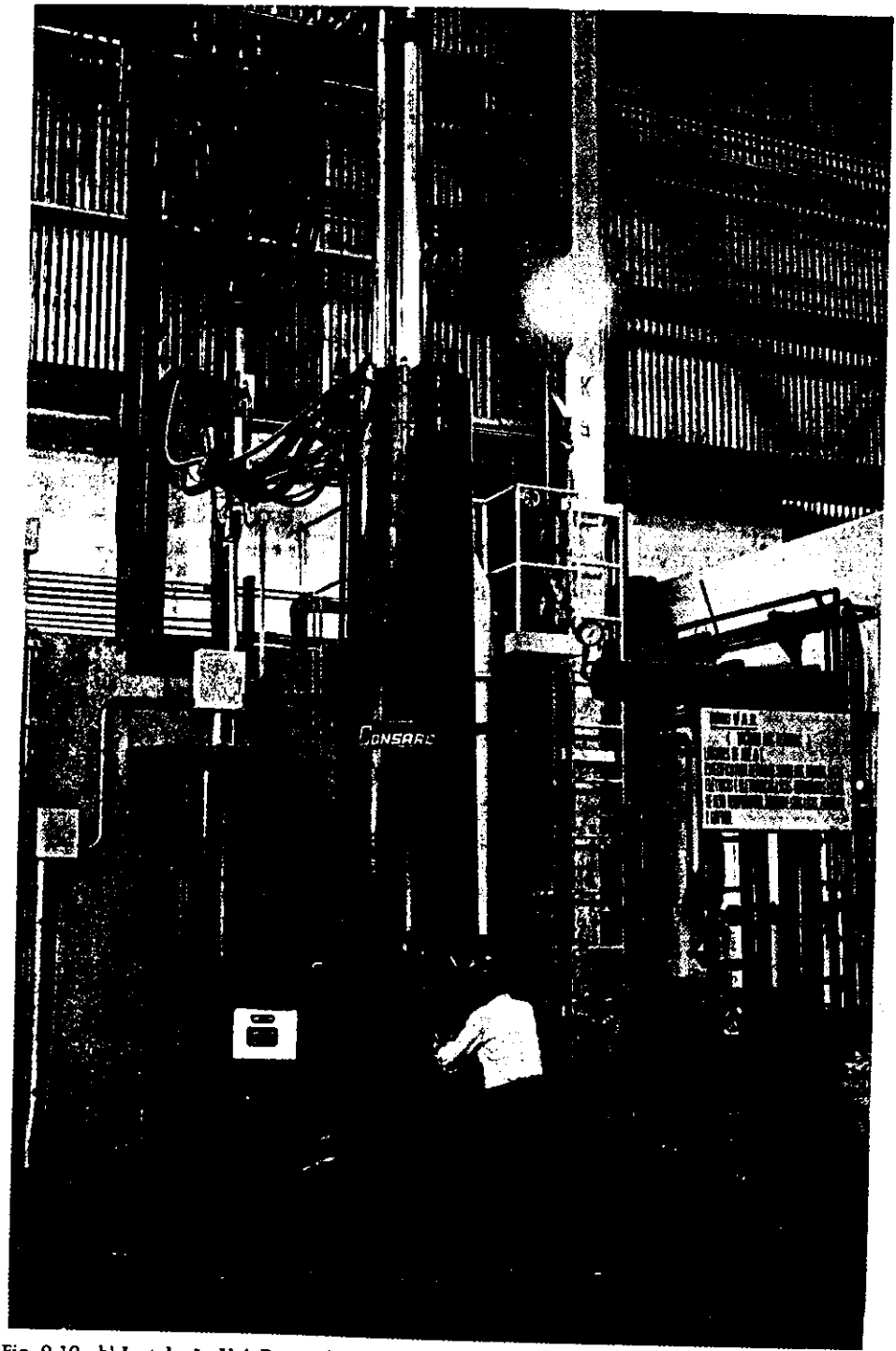


Fig. 9.10 - b) Instalação V.A.R. — Eletrometal.

A refusão sob vácuo permite a volatilização de impurezas, protege os elementos de liga oxidáveis (Ti e Al nas superligas) e favorece a desoxidação final pelo carbono, através da reação:

$$C + O \rightleftharpoons CO$$

Enquanto que, mesmo no processo VIM, o nível mínimo de oxigênio possível de se obter é limitado pela presença dos refratários [11], no processo VAR, em molde totalmente inerte, atingem-se valores extremamente baixos (~5ppm) deste elemento.

O processo VAR é especialmente indicado para:

— Aços de média liga, extremamente sensíveis ao hidrogênio
— Superligas
— Ligas de titânio e zircônio

Além de ser empregado com excelentes resultados também nos materiais processados normalmente por ESR (Dx, Hxx, P20 etc.).

9.4.3 - Forno de refusão por feixe eletrônico [12]

O desenvolvimento de "canhões" de feixe eletrônico de elevada potência e de sistemas de vácuo adequados à geração e propagação deste feixe permitiu a introdução de fornos de refusão "electron beam" em escala industrial.

A Fig. 9.11 apresenta, esquematicamente, um forno de refusão EB (Electron Beam). Na parte de geração do feixe eletrônico, vácuo da ordem de 10^{-2}—10^{-4}Pa é requerido, enquanto que na câmara do forno propriamente dita, ~10^{-2}Pa é normalmente adequado.

Aquecimento e fusão ocorrem devido à energia transmitida pelos elétrons livres emitidos pelo "canhão", que atingem o metal. Naturalmente estes elétrons são acelerados e o feixe focalizado e dirigido por campos magnéticos e elétricos de forma semelhante ao feixe eletrônico do tubo de imagem de um televisor.

Uma vez que a movimentação do feixe é facilmente controlada por programação, o processo EB oferece a opção de controlar, independentemente a taxa de fusão (em função da permanência do feixe no metal a refundir) e a temperatura e tempo de residência do metal líquido na "poça" (em função da permanência do feixe sobre a "poça"). Isto dá ao processo uma versatilidade superior aos processos ESR e VAR, em que taxa de fusão e aporte de calor na "poça" líquida não podem ser alterados independentemente.

A alta densidade de potência do feixe de elétrons e a baixíssima pressão de trabalho fazem do processo a seleção ideal para o refino de metais refratários.

Diferentes variantes do processo são disponíveis, assim como sua aplicação para a fundição de metais reativos. Essas variantes são descritas em publicações especializadas [13].

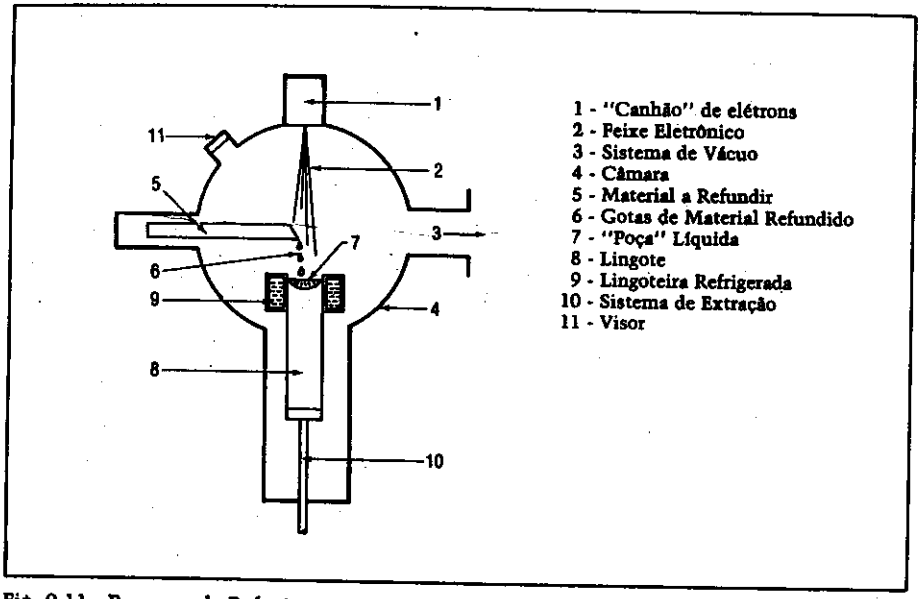


Fig. 9.11 - Processo de Refusão por Feixe Eletrônico (E.B.) — Esquemático [12].

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

[1] STEUBER, J. E., in *Proc. 1st. Int. Conf. in Current Solutions to Hydrogen Problems in Steels*, Interrante, C. G., Pressouyere, G. M., eds., ASM, Metal Park, 1982, p. 55

[2] EMMERT, H. D., *Trans. ASME*, october 1956, p. 1547

[3] SCHABTACH, C., et alii, *Trans. ASME*, october 1956, p.·1567

[4] PEHLKE, R. D., *Unit Process in Extractive Metallurgy*, American Elsevier, New York, 1973.

[5] AMELING, D., et alii, *Stahl und Eisen*, 106 (1986) nr. 1, p. 35.

[6] TURKDOGAN, E. T., in *Physical Chemistry of Oxygen Steelmaking*, US Steel Corp., Pittsburgh, 1970.

[7] FRUEHAN, R. J., in *Proc. Electric Furnace Conf.*, vol. 42, ISS-AIME, New York, 1984, p. 185.

[8] PRIDGEON, J. W., et alii, in *Metallurgical Treatises*, Tien, J. K., Elliot, J. F., eds., TMS-AIME, New York, 1981, p. 261.

[9] LUDWIGSON, D. C., MORRAL, F. R., *DMIC Report 128*, Battelle Memorial Institute, Columbus, 1960.

[10] CACCIA, C., ALCOFORADO, A. E., *"Os processos especiais de fabricação de aços finos e superligas da Eletrometal Aços Finos S/A."*, Anais do Congresso da ABM, ABM, São Paulo, 1980.

[11] GUIMARÃES, A. A., *"A fabricação de ligas e aços pelo processo Electroslag"*, Mineração e Metalurgia nº 490, 1987, p. 39.

[12] COSTA E SILVA, A., *Refractories in Vacuum Induction Melting*, M. A. Sc. Thesis, UBC, Vancouver, 1979.

[13] SCHILLER, S., et alii, *Electron Beam Technology*, John Wiley & Sons, New York, 1982.

CAPÍTULO 10

CONFORMAÇÃO MECÂNICA

10.1 - INTRODUÇÃO

Uma das principais razões da importância atribuída aos metais na tecnologia moderna é sua capacidade de serem deformados, atigindo as formas desejadas. Por outro lado, a deformação dos metais, e em particular dos aços, conduz a significantes alterações em suas propriedades.

A conformação mecânica tem, portanto, dois efeitos principais: dá forma e altera propriedades ou características do material.

Existem centenas de processos para deformar e conformar metais. A classificação apresentada por Dieter [1], entretanto, permite dividí-los em poucos grupos, de acordo com os tipos de forças aplicadas durante a deformação:

— Processos de compressão direta
— Processos de compressão indireta
— Processos de tensão
— Processos de dobramento
— Processos de cizalhamento

Nos processos de compressão direta, a força é aplicada na superfície da peça e o metal alonga-se em direção perpendicular ao sentido da força. Exemplos principais deste tipo são forjamento e laminação, que representam a maior tonelagem de aço deformado mecanicamente (Fig. 10.1).

Os processos de compressão indireta incluem trefilação, extrusão e embutimento. Nestes processos, a força direta é, freqüentemente, trativa, mas as tensões compressivas desenvolvidas pela reação matriz-peça atingem elevados valores. Assim, o metal se deforma sob efeito de um estado de tensões combinado, que inclui elevada compressão em pelo menos uma das direções principais. A conformação

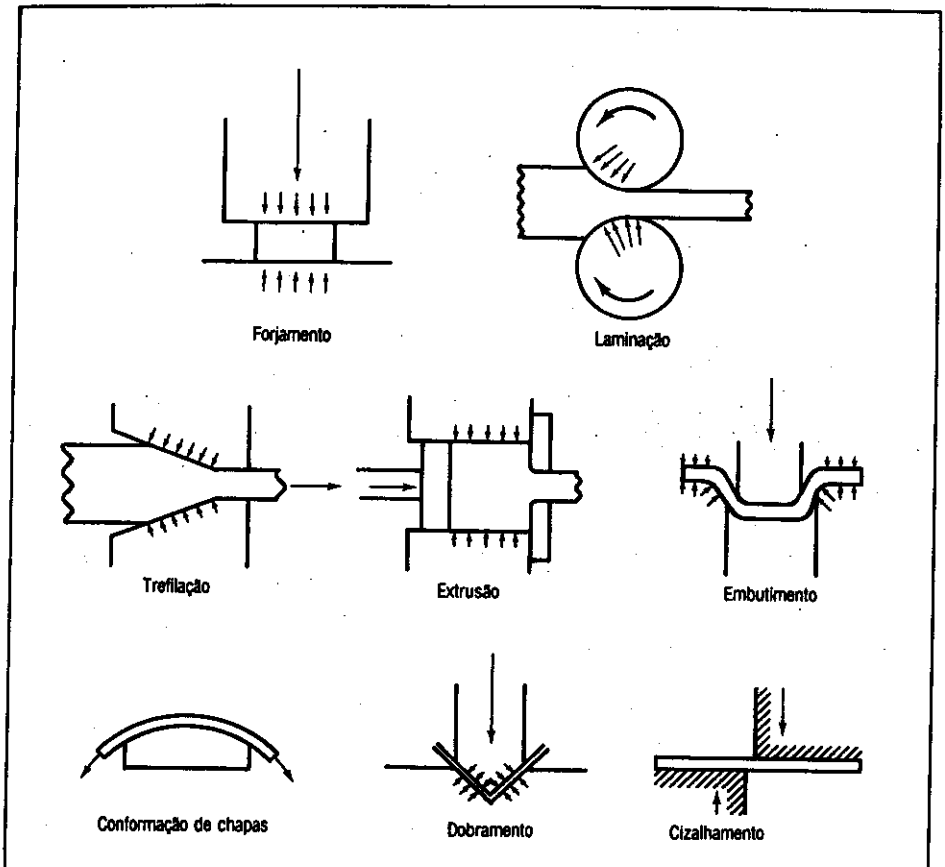


Fig. 10.1 - Processos de Conformação Mecânica [1]

de chapas esticadas ("stretch forming") ilustra bem um processo de tensão, enquanto os processos de dobramento e cizalhamento são bastante conhecidos.

10.2 - EFEITO DA TEMPERATURA

A variável que permite uma classificação mais coerente dos processos de conformação — no que diz respeito a características do produto — é a temperatura em que o processo se passa.

Os processos de conformação são classificados, basicamente, em trabalho a quente e trabalho a frio. No trabalho a quente a deformação se passa sob condições de temperatura e taxa de deformação que permitem a recuperação e recristalização rápida, ocorrendo simultaneamente com a deformação ou entre etapas (passes) da conformação.

Por outro lado, a deformação a frio se passa em condições em que os processos de recuperação-recristalização não ocorrem.

Em linha gerais, processos que se passam acima de $0.5T_f$ (onde T_f é o ponto de fusão do metal em K) são processos de deformação a quente, para taxas de deformação usuais.

10.2.1 - Trabalho a quente

Em geral, o trabalho a quente é o primeiro passo na conformação de lingotes de aços e outras ligas especiais. Além de o trabalho a quente resultar em diminuição da energia necessária para deformação e num aumento da dutilidade, a temperatura do processo favorece a difusão que reduzirá as heterogeneidades químicas do lingote. Por outro lado, microcavidades e porosidades inerentes ao processo de solidificação podem ser eliminadas por caldeamento, desde que ocorra um estado de tensões favorável, aliado a tempo e temperatura suficientes para a eliminação do defeito.

Esta possibilidade é também explorada em modernos processos de "consolidação", não caracterizados especialmente como "Conformação", uma vez que não visam alteração de forma.

HIP ("Hot Isostatic Pressing"), por exemplo, é aplicada a produtos da metalurgia do pó ou a fundidos [2] visando também este caldeamento, através da introdução de elevadas tensões isostáticas a temperaturas suficientemente altas. A ausência de uma componente deviatória das tensões implica na não ocorrência de alteração de forma do produto.

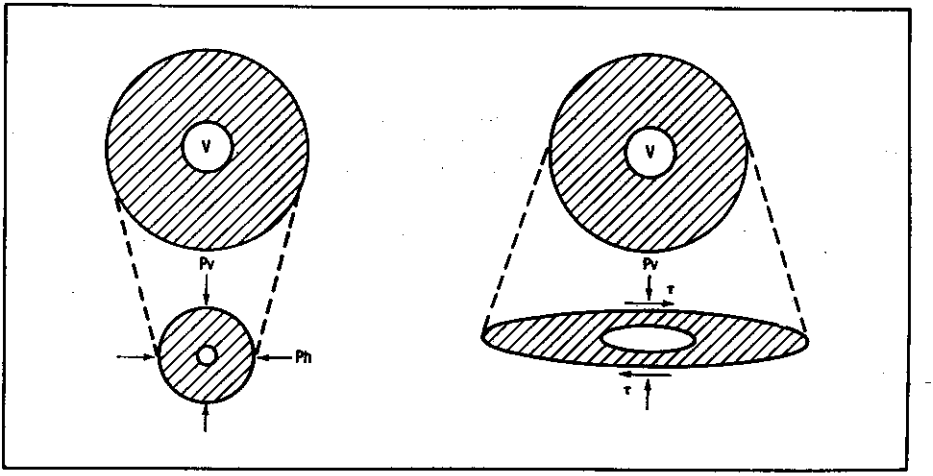


Fig. 10.2 - Ilustração esquemática de fechamento de poros:
— Durante "HIPping" (esquerda).
— Durante forjamento (direita) [2].

No trabalho a quente, também o tamanho de grão pode ser alterado, através da recristalização. Fases insolúveis a temperaturas do processo (por exemplo, carbonetos primários em aços rápidos) e inclusões não-metálicas têm sua forma e distribuição alterada.

Da mesma forma, a deformação a quente altera a orientação das regiões segregadas e pode reduzir o espaçamento destes segregados, como mostra a Fig. 10.3. Isto favorece a redução do grau de segregação, por difusão. Cálculos simples de difusão [3] mostram, entretanto, que é praticamente impossível eliminar totalmente a segregação, principalmente de solutos substitucionais, que se difundem mais lentamente. Fenômenos como "fibramento" e "bandeamento" são observados devido à diferença de ataque entre áreas com diferentes graus de segregação, no produto conformado.

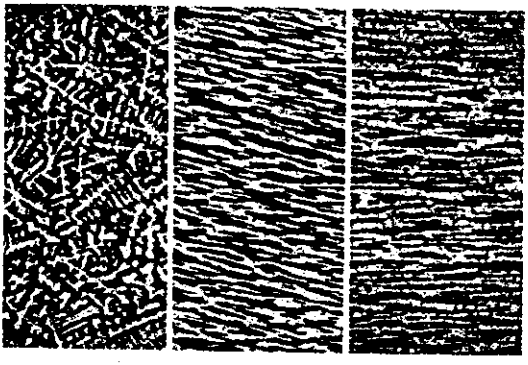


Fig. 10.3 - a) Efeito do trabalho a quente [4]
Da esquerda para a direita:
— Estrutura dendrítica de um lingote de aço.
— Após redução para 1/5 da área da seção transversal do lingote.
— Após redução para 1/30 da área da seção transversal do lingote.

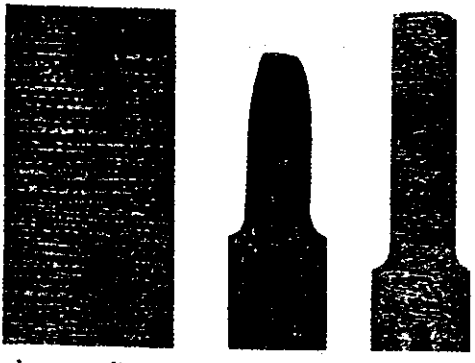


Fig. 10.3 - b) Da esquerda para a direita: [4]
— Após redução para 1/150 da área da seção transversal do lingote.
— Corpo de prova de tração, longitudinal (paralelo à direção de trabalho a quente).
— Corpo de prova de tração, transversal (transversal à direção de trabalho a quente).

Estas alterações de forma e distribuição de inclusões e segregados são os principais responsáveis pelo aparecimento de anisotropia de propriedades mecânicas, característica em produtos conformados a quente.

A Fig. 10.4 mostra a evolução das propriedades de um aço convencional forjado, em função do grau de deformação (relação das áreas da secção transversal antes e depois da conformação).

Em uma primeira etapa, para graus de deformação até 3-4/1, observa-se uma melhoria generalizada nas propriedades mecânicas. Esta melhoria está associada, principalmente, ao fechamento de microdefeitos do lingote, provenientes da solidificação.

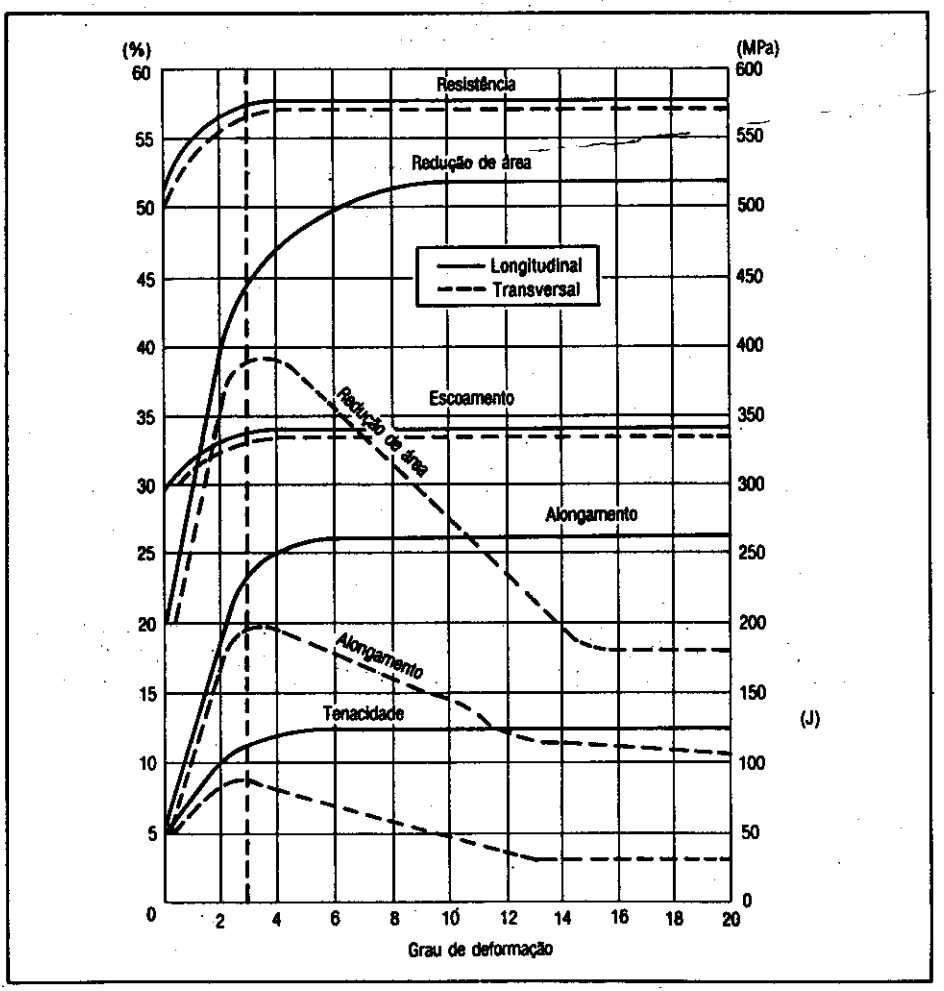


Fig. 10.4 - Evolução das propriedades mecânicas de aço convencional (Ni-Cr) em função do grau de deformação (relação entre áreas das seções transversais antes e depois do forjamento), no forjamento a quente [5].

Produtos "consolidados" por "HIPping" apresentam também melhoria considerável nas propriedades [2] em relação ao material inicial, em função do fechamento de microcavidades [2, 6].

Aumentando-se o grau de deformação, não é possível melhorar mais as propriedades mecânicas, uma vez que a maior parte dos microdefeitos já foi eliminada. Se a deformação tem direção preferencial (alongamento, por exemplo), observa-se uma "degeneração" da dutilidade e tenacidade na direção transversal à direção preferencial de deformação. Como as propriedades do produto passam a depender da orientação em que o ensaio é realizado, diz-se que o material é anisotrópico.

O aparecimento da anisotropia da dutilidade e da tenacidade está associado ao alongamento das inclusões e segregados no sentido da deformação, como mostra a Fig. 10.5, pois estas inclusões influenciam o processo de fratura dútil (nucleação e crescimento de vazios [1]) e, conseqüentemente, estas propriedades.

Fig. 10.5 - Inclusão não-metálica, alongada na direção de trabalho a quente (sem ataque 500X)

Produtos de qualidade são normalmente deformados o suficiente para garantir a eliminação dos defeitos de solidificação, porém sem atingir a faixa de deformação em que a anisotropia é acentuada. Isto requer planejamento cuidadoso, desde a seleção das dimensões do lingote até a definição do processo e seqüência de conformação.

Quando a segregação e as inclusões são minimizadas (como no caso de material refundido por ESR) a anisotropia é reduzida ou desaparece, como mostra a Fig. 10.6.

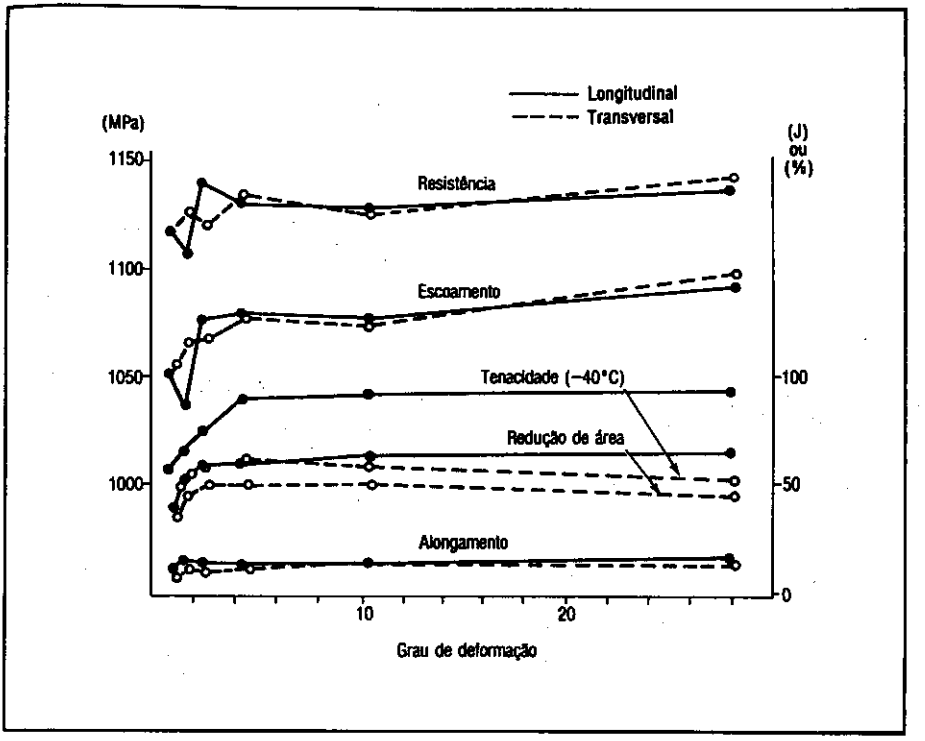


Fig. 10.6 - Evolução das propriedades mecânicas de aço refundido por E.S.R. (Ni-Cr-Mo-V) em função do grau de deformação no forjamento a quente [7].

Como a plasticidade da inclusão (deformabilidade da inclusão em relação ao aço) é a propriedade que define quanto ela se alongará, durante o trabalho a quente, o controle do tipo de inclusão não-metálica presente no material é crítico na definição da anisotropia do produto. Sulfetos de manganês e silicatos são as inclusões de maior plasticidade (Fig. 10.7).

Conseqüentemente, são as inclusões que mais se alongam durante o trabalho a quente e, portanto, as principais responsáveis pela anisotropia dos produtos conformados.

Assim, tratamentos que modifiquem os sulfetos, transformando-os em sulfetos com cálcio, menos plásticos, e técnicas de desoxidação que eliminem os silicatos são extremamente benéficos quando baixa anisotropia é desejada, por exemplo, em peças empregadas em aplicações onde solicitações multiaxiais estão presentes (nós de plataformas off-shore, vasos de pressão, blindagens etc.).

Além disso, anisotropia plástica associada à textura cristalográfica pode aparecer, também, durante o trabalho, principalmente na laminação [9].

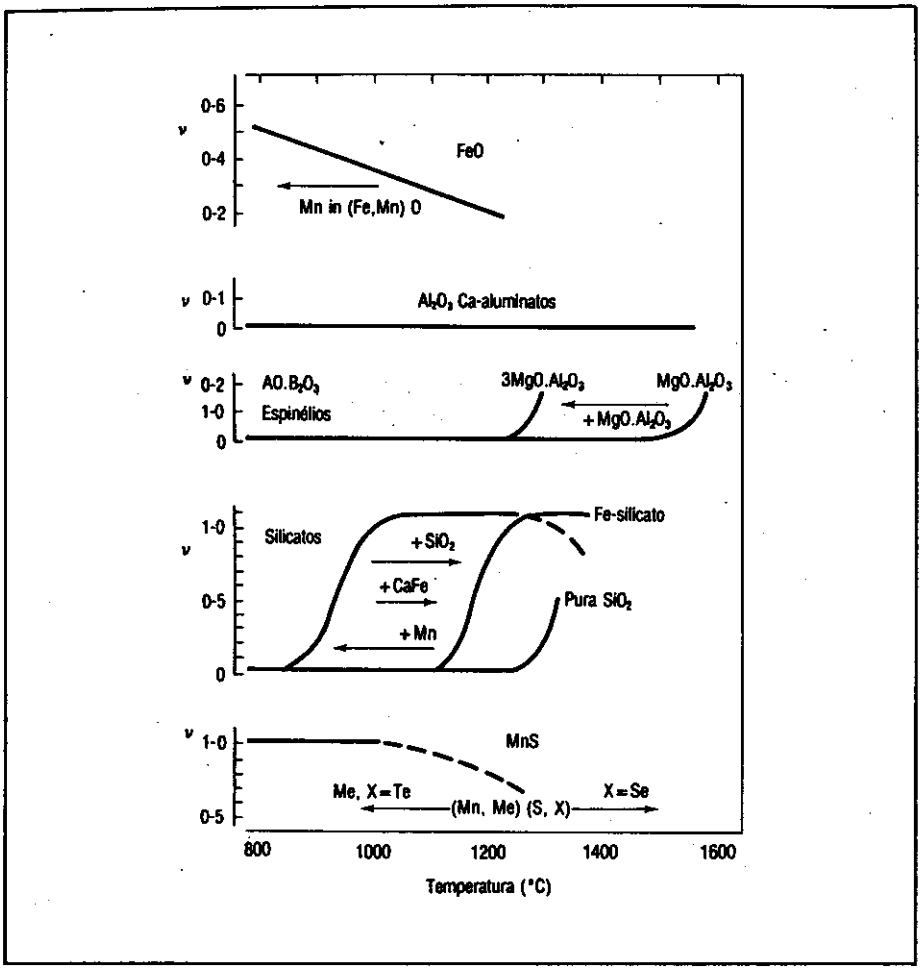


Fig. 10.7 - Influência da temperatura na deformação plástica de vários tipos de inclusões não-metálicas, comparada com a do aço (ν = Plasticidade da Inclusão/Plasticidade do Aço) [8].

A seleção da orientação da deformação em relação às solicitações esperadas é, também, importante. Sempre que possível, deve-se considerar que solicitações no sentido "normal" à deformação devem ser evitadas, uma vez que, nesta direção, o efeito negtivo das inclusões alongadas sobre as propriedades mecânicas é máximo. Quando o processo de conformação é suficientemente flexível quanto à orientação da deformação (forjamento, por exemplo) é possível produzir peças com o "fibramento" mais favorável, isto é, com a direção "normal" orientada de modo a sofrer o mínimo de solicitações.

Operacionalmente alguns aspectos gerais do trabalho a quente merecem atenção especial:

1. Aquecimento

A taxa de aquecimento deve ser lenta o suficiente para evitar trincas por choque térmico no material a trabalhar. No caso de lingotes, cuidados especiais são requeridos em função de sua heterogeneidade. Em diversos casos, um patamar intermediário, para homogeneização da temperatura, pode ser recomendável. Este patamar não deve coincidir com temperaturas de envelhecimento (superligas, aços maraging) nem temperaturas de transformações de fases (aços inoxidáveis martensíticos).

A seleção do meio de aquecimento deve levar em consideração as possíveis reações com o material a ser trabalhado. Descarbonetação e oxidação excessiva ou contaminação com enxofre (superligas à base de níquel) são problemas a serem considerados.

2. Temperatura

Talvez o parâmetro mais crítico na deformação a quente, a seleção da temperatura de trabalho envolve a definição de uma faixa de temperaturas em que a liga apresenta dutilidade e resistência adequadas à conformação, isto é, trabalhabilidade adequada.

O limite superior desta faixa é fixado pela temperatura solidus da liga; isto é, a temperatura na qual começa a surgir líquido no metal. Este valor é determinado, em princípio, a partir de diagramas de fase. Entretanto, fenômenos como segregação e outras heterogeneidades forçam a seleção de limites superiores bem abaixo de $T_{solidus}$, por segurança. A temperatura inferior da faixa é normalmente fixada pela dutilidade e resistência da liga a ser forjada. Obviamente, quanto mais estreita a faixa de temperaturas para forjamento, tanto mais difícil o forjamento da liga se torna, requerendo estrito controle de temperatura, diversos reaquecimentos etc.

Enquanto um aço carbono, por exemplo, pode ser trabalhado em uma faixa de até 300°C, certas superligas somente aceitam deformação em faixas de 50°C.

O tempo de manutenção na temperatura de trabalho, para encharque, deveria ser, teoricamente, apenas o suficiente para atingir a temperatura no centro da peça ou lingote. Na prática, entretanto, este tempo tem efeito positivo no aumento da dutilidade, ficando limitado, principalmente, pelo crescimento de grão excessivo ou pela decomposição superficial.

Aços com mais elevados teores de elementos de liga, como inoxidáveis e aços ferramenta das séries D e A, apresentam condutividade térmica bastante inferior à dos aços carbono. É importante levar este

fato em conta, evitando-se trabalhar material com o núcleo frio, o que pode ser desastroso, especialmente nestas ligas de forjamento difícil.

O controle da temperatura de trabalho se complica pelo fato da energia de deformação ser parcialmente dissipada no interior da peça, sob a forma de calor, aumentando sua temperatura. Assim, um programa de deformações muito severo (grandes deformações ou elevadas taxas de deformação) pode conduzir o núcleo do lingote ou peça a ultrapassar o limite superior da faixa de trabalho, causando a perda do material.

A temperatura do último passe, ou última deformação, e a deformação em si aplicada neste passe, são de grande importância, especialmente em materiais que não sofrem transformações de fase no tratamento térmico (aços e ligas austeníticas, p. ex.). Tais parâmetros controlarão a extensão da recristalização e, conseqüentemente, o tamanho de grão da peça acabada.

3. Seqüência de deformação

Ao se iniciar a deformação de um produto bruto de fundido (lingote), é importante que os primeiros passes sejam de pequenas deformações, de vez que a estrutura bruta de fundido tem pior trabalhabilidade. Assim que a estrutura colunar é eliminada, pode-se aumentar as deformações. Quando a temperatura se aproxima do limite inferior da faixa de forjamento, novamente deve-se procurar empregar deformações menores, devido à menor dutilidade à temperatura mais baixa.

Seqüências mais complexas podem ser necessárias quando outras alterações metalúrgicas (laminação ou forjamento "controlado", ver item 6.4) são desejadas.

De forma geral, temperatura de trabalho e seqüência de deformação devem ser ajustados à trabalhabilidade do material. Esta depende não só de características do material, tais como tamanho de grão, homogeneidade de composição química, inclusões não-metálicas etc. como também de *como* o trabalho é executado. O estado de tensões existente na conformação, assim como a taxa de deformação, são importantíssimos na definição da capacidade do material resistir ao trabalho. Estados de tensões principalmente compressivos são, normalmente, favoráveis. Assim, nas mesmas condições, um material que não resista à trefilação pode ser facilmente extrudado.

Materiais sensíveis à taxa de deformação exigem a seleção adequada deste parâmetro. Um exemplo extremo da influência deste parâmetro é o fenômeno de superplasticidade. Ligas de titânio (como Ti-6Al-4V, p. ex.), de alumínio e Zircalloy, entre outras, podem apre-

sentar alongamentos uniformes superiores a 1000%,desde que controladas as variáveis metalúrgicas relevantes (principalmente o tamanho de grão, que deve ser muito fino), temperatura e taxa de deformação adequada [11]. Este fenômeno é aproveitado na conformação superplástica de várias peças, principalmente na indústria aeroespacial.

4. Resfriamento

Concluído o trabalho a quente, especial atenção deve ser dedicada ao resfriamento do produto. Além da própria tendência que determinados materiais apresentam de trincarem pelas tensões de transformações que ocorrem no resfriamento ao ar, tensões residuais podem ser introduzidas durante o trabalho a quente. É essencial portanto que, para aços ferramenta ou de média-alta liga e peças de grandes dimensões, o resfriamento após forjamento seja feito de maneira controlada, seja cobrindo as peças com vermiculite, seja transferindo-as para fornos de tratamento térmico imediatamente após o forjamento.

A deformação a quente apresenta algumas desvantagens: às temperaturas do processo, os aços e superligas se oxidam a taxas bastante sensíveis, resultando em perdas por oxidação (até 7% em peso); menor precisão dimensional; possibilidade de incrustações de óxidos etc. No caso de forjados, por exemplo, deve-se prever um sobremetal de modo a obter-se as dimensões finais desejadas.

10.2.2 - Trabalho a frio

No trabalho a frio, por definição, os mecanismos de recuperação e recristalização não são operativos. Neste caso,à proporção que o metal é deformado,ocorre o encruamento, isto é, sua resistência aumenta e a dutilidade diminui. Tal característica de deformação a frio foi rapidamente abordada em anterior referência aos aços inoxidáveis austeníticos (item 6.10.3).

O mecanismo de encruamento envolve o aumento da densidade de discordâncias (defeitos de linha microscópicos, responsáveis pela deformação dos metais) e a diminuição de sua mobilidade e que não serão discutidos neste texto. (Para uma análise simples do problema, ver, R. Reed-Hill [10]. Para uma análise profunda, ver [1] ou [11]). A Fig. 10.8 apresenta a variação típica das propriedades mecânicas com a deformação a frio.

Em função da deformação a frio, pode aparecer, também, anisotropia de propriedades. Em contraste com o trabalho a quente, a anisotropia, neste caso, pode ser eliminada por tratamento térmico que restaure a microestrutura original do material.

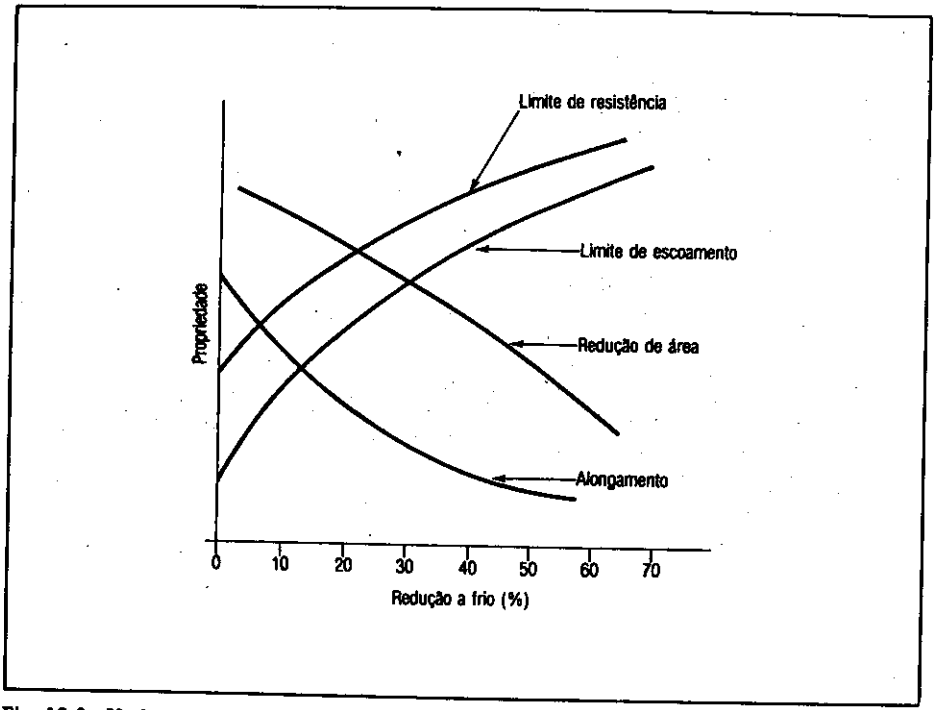


Fig. 10.8 - Variação típica de propriedades mecânicas de metais deformados a frio.

Como a dutilidade diminui com o progresso da deformação, pode ocorrer ruptura antes de se atingir as dimensões finais desejadas, se a deformação for excessiva.

Para evitar estas dificuldades, as operações de deformação a frio, em geral, são realizadas em etapas, com operações de recozimento intermediárias. Apesar do aumento do custo envolvido, tais operações permitem uma elevadíssima flexibilidade, na medida em que possibilitam a produção de material com diversos graus de encruamento e, conseqüentemente, diferentes propriedades mecânicas.

10.3 - FORJAMENTO

Possivelmente o processo mais antigo de conformação mecânica, o forjamento é uma operação normalmente realizada a quente e, é, até hoje, responsável pela produção de grande parte dos elementos mecânicos. A combinação de formas adequadas com propriedades excelentes obtidas com este processo tem garantido sua permanência dentre os mais empregados, inclusive para aplicações aeroespaciais. Além

Fig. 10.9 - Máquina automática de Forjar (tipo GFM) da Eletrometal.

disto, para peças de grandes dimensões, somente o forjamento permite a obtenção das formas e propriedades requeridas.

Entretanto, com o desenvolvimento dos aços e superligas, e com as exigências cada vez maiores colocadas sobre os produtos forjados, o forjamento modernamente nada retém do processo empírico desenvolvido ao longo dos séculos.

Operações de forjamento cobrem uma ampla faixa de dimensões e formas de produto. Taxas de deformação desde $10^{-1}s^{-1}$ (prensas hidráulicas) até $10^{2}\ s^{-1}$ (martelos de queda) são empregadas em operações normais de forjamento.

O forjamento em máquinas automáticas de forjar (Fig. 10.9) por exemplo, é capaz de produzir grande variedade de formas e dimensões de barras com grande flexibilidade, inclusive no que diz respeito aos materiais processados.

O forjamento nestas máquinas é especialmente adequado à automação e controle por computador de modo que reprodutibilidade excepcional pode ser esperada, além dos ganhos de produtividade associados [12].

O forjamento em matriz fechada é freqüentemente selecionado por permitir economia de material (forjado bruto próximo às dimensões do produto acabado) e, mais importante, permitir controle da

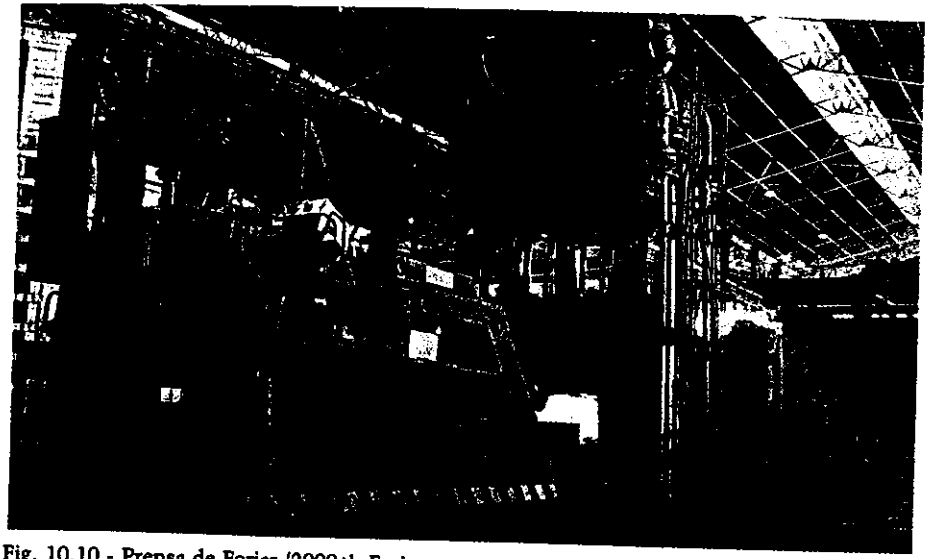


Fig. 10.10 - Prensa de Forjar (2000t). Forjamento em matriz aberta.

anisotropia associada ao trabalho mecânico, de modo a orientá-la favoravelmente em relação às solicitações esperadas na utilização da peça. Flanges, conexões, discos de turbinas, rotores, entre outros, são peças em que estas vantagens são aproveitadas.

Por outro lado, forjarias pesadas são responsáveis pelo forjamento de grandes peças como eixos, rotores, tubos de canhão, partes para vasos de pressão e trocadores de calor, tanto para a indústria química como para a produção de energia (caldeiras, nuclear etc.). O forjamento pesado, em matriz aberta (Fig. 10.10) vem sendo aprimorado de modo a permitir o desenvolvimento de estados de tensões durante a conformação cada vez mais favoráveis à eliminação de defeitos internos. Assim, ferramental adequado [13, 14], controle do avanço do forjamento [14] e controle de temperatura [13, 15] têm sido desenvolvidos de modo a forjar lingotes de até 500t, obtendo-se peças de alta qualidade com custos compatíveis. Estes forjados são responsáveis pelo aproveitamento, com segurança, de economia de escala em várias indústrias, principalmente a de energia [16].

10.4 - LAMINAÇÃO

A laminação é, em termos de tonelagem, o processo de conformação mais empregado. Consiste na passagem do material entre dois rolos que giram com a mesma velocidade periférica e em sentidos opos-

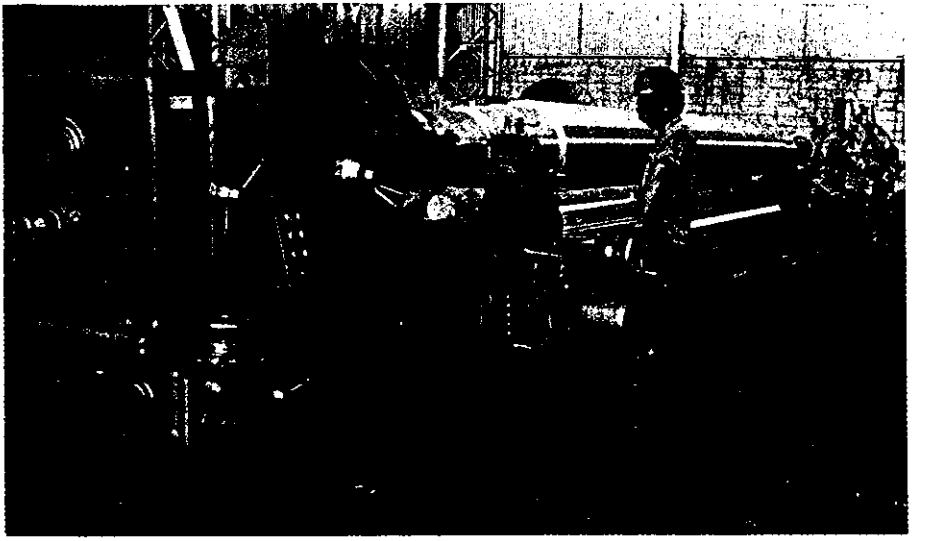


Fig. 10.11 - Usinagem de um eixo forjado, produzido por forjamento em matriz aberta.

tos e estão espaçados de uma distância algo inferior à espessura da peça a laminar. Nestas condições, em função do atrito metal-rolos, a peça é "puxada" para entre os rolos, tendo sua espessura reduzida, o comprimento alongado e a largura levemente aumentada. O controle do atrito é fundamental, na medida em que ele define a maior redução possível sem forças externas que empurrem a peça.

Laminação a quente é realizada, normalmente, em equipamentos pesados. As elevadas solicitações sobre os rolos normalmente requerem refrigeração constante. Para uma mesma redução, é possível mostrar [9, 17] que rolos menores sofrem menor força de separação (reação), em função da menor área de contato metal-rolos. Rolos menores entretanto, são menos resistentes e deformam durante a laminação. Para evitar isto, arranjos diversos, em que pesados "cilindros de encosto" são empregados para "suportar" os cilindros de trabalho, de menor diâmetro, são comuns nos processos de laminação.

Cilindros de laminação são produzidos, normalmente, em aços ligados ou em ferro fundido coquilhado.

Produtos pré-conformados a quente podem ser, posteriormente laminados a frio. As seguintes vantagens são obtidas na laminação a frio:

— Propriedades mecânicas aumentadas (devido ao encruamento)
— Excelente precisão dimensional
— Excelente qualidade superficial
— Produção econômica de produtos de pequenas espessuras

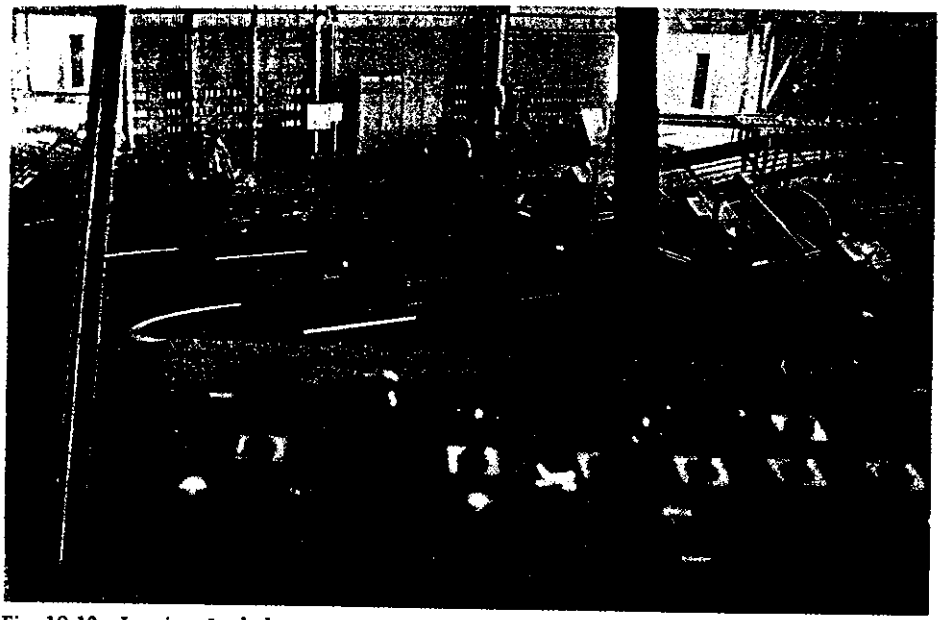


Fig. 10.12 - Laminação de barras a quente.

10.5 - EXTRUSÃO

No processo de extrusão, o metal sólido é forçado a fluir, por compressão, através de um orifício em uma matriz com seção transversal inferior a do "billet" original.

A extrusão é um dos processos de maior flexibilidade com respeito à forma de secção transversal do produto obtido. Perfis diversos, assim como tubos sem costura, podem ser produzidos, com excelente precisão dimensional, por este processo.

O estado de tensões principalmente compressivo é bastante favorável, em termos de trabalhabilidade.

Apesar da grande variedade de condições em que a extrusão pode ser realizada (velocidade, temperatura, forças etc.), há uma semelhança muito grande entre os fatores que controlam o processo, em qualquer caso [9]. Assim, as condições do escoamento do material durante a extrusão rápida ou lenta, a quente ou a frio, e em diferentes materiais, são extremamente semelhantes [17].

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

[1] DIETER JR., G., *Mechanical Metallurgy*, McGraw-Hill, New York, 1961.

[2] LAWLEY, A., *Journal of Metals*, august 1986, p. 15.

[3] FLEMINGS, M., *Solidification Processing*, McGraw-Hill, New York, 1974.

[4] CHARPY, CITADO POR: Sauveur, A., *Metallography and Heat Treatment of Iron and Steel*, 4 ed., McGraw-Hill, New York, 1935, p. 184.

[5] BROSSI, A., *Intl. Forgersmasters Conf.*, 1952, p. 366.

[6] FROES, F. H., PICKENS, J. R., *Journal of Metals*, january 1984, p. 14.

[7] KIRKNESS, D., et alii, *Intl. Forgersmasters Conf.*, 1981, paper 1.4.0.

[8] KIESSLING, R., *Non-Metallic Inclusions in Steels*, Iron and Steel Institute, London, 1968.

[9] PATON, N. E., GHOSH, A. K., in *Metallurgical Treatises*, Tien, J. K., Elliot, J., eds., TMS-AIME, New York, 1981, p. 361.

[10] REED-HILL, R. E., *Physical Metallurgy Principles*, Van Nostrand Reinhold, New York, 1964.

[11] MEYERS, M. A., CHAWLA, K. K., *Mechanical Metallurgy*, Prentice-Hall, Englewood Cliffs, 1984.

[12] PAHNKE, H. J., *Stahl und Eisen 103* (1983) nr. 11, p. 547.

[13] SUZUKI, A., et alii, *Intl. Forgersmasters Conf.*, 1981, paper 1.7.

[14] KOPP, R., STENZHORN, F., *Stahl und Eisen*, 103 (1983) nr. 3, p. 373.

[15] KAWAGUCHI, S., et alii, *Intl. Forgesmasters Meeting*, 1972, p. 1.

[16] COLLIER, J. G., GEMMILL, M. G., *Metals & Materials*, april 1986, p. 198.

[17] PARKINS, R. N., *Mechanical Treatment of Metals*, George Allen and Unwin Ltd., London, 1970.

CAPÍTULO 11

CONTROLE DA QUALIDADE

11.1 - INTRODUÇÃO - CONCEITO DE QUALIDADE

A produção de peças e materiais para itens de alta responsabilidade gera um grande compromisso. É essencial, para o fabricante (e obviamente, para o usuário) a segurança de que as propriedades e características especificadas para determinado item foram efetivamente atingidas com segurança, na peça acabada. Mais do que isto, interessa ao usuário, normalmente, a garantia de que o item será "adequado ao uso" previsto.

Se as especificações são adequadas, os dois conceitos acima descritos se tornam equivalentes. É comum estabelecer o conceito de qualidade, a partir destas duas idéias:

- Qualidade é a conformidade com os requisitos especificados e
- Qualidade é a adequação ao uso.

Diversas técnicas e conceitos gerenciais têm sido desenvolvidos, nas últimas décadas, na área da Qualidade [1, 2]. Independente da técnica ou do sistema adotado, entretanto, alguns conceitos básicos parecem estar bem estabelecidos.

— Qualidade não é uma atividade exclusiva de determinados setores de uma indústria (Departamento de Controle de Qualidade, por exemplo). Todos os setores participam nas atividades relacionadas com a qualidade, desde o desenvolvimento, a partir das necessidades do usuário, até a comercialização, passando pelas áreas de produção, controle, etc. (Fig. 11.1). Na verdade, aos responsáveis pelo Controle de Qualidade cabe apenas medir e atestar atributos, uma vez que a "verdadeira" qualidade é produzida em outros setores. Este fato dá origem ao conceito de TQC ("Total Quality Control") segundo o qual deve haver a participação voluntária e organizada de funcionários de todos os níveis na análise e solução dos problemas ligados a qualidade, através da implantação de Círculos de Con-

trole de Qualidade (CCQ). Estes processos dão uma contribuição essencial à operação com "Qualidade Total" ou com Sistemas de Gestão da Qualidade.

— Medidas planejadas e sistemáticas são necessárias para assegurar que as funções de qualidade, isto é, a participação de cada órgão do sistema responsável pela produção de um item, sejam efetivamente cumpridas.

— A interação entre usuário, projetista e fabricante, gerando especificações, desenvolvendo produtos e funcionando em realimentação, é essencial quando se deseja efetiva "adequação ao uso", a custos compatíveis, como resultado final.

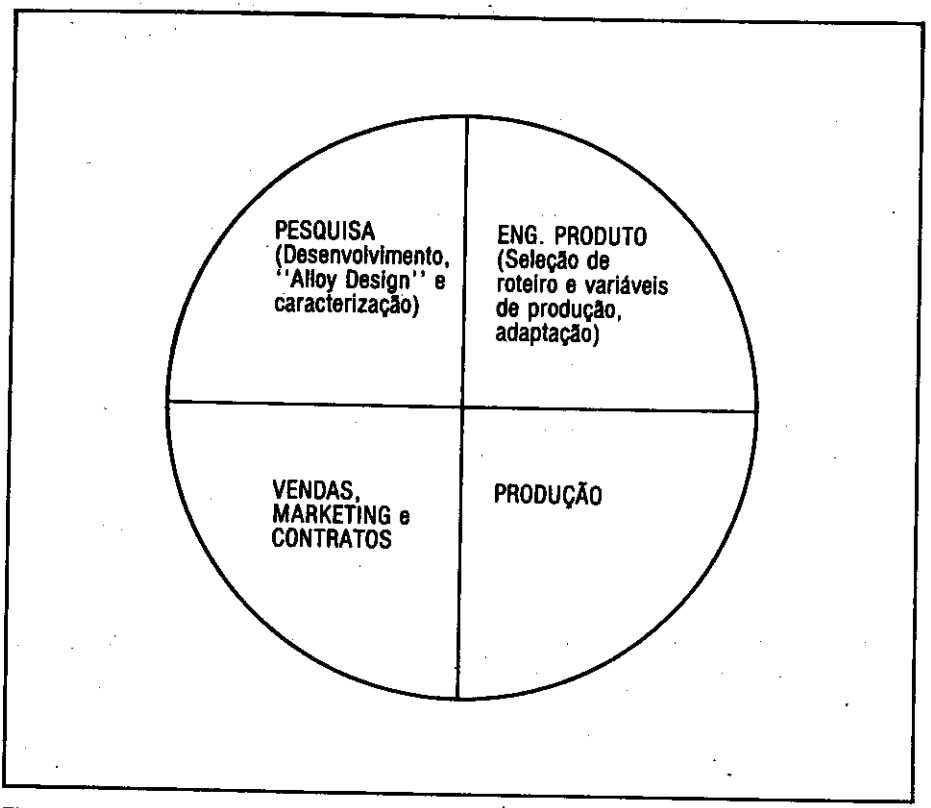


Fig. 11.1 - Ciclo de Deming. Participação dos diferentes setores de uma indústria nas atividades relacionadas à qualidade [3].

Assim, durante a fase de seleção e especificação do material (Caps. 6 e 7), os esforços do produtor e do consumidor devem ser conjugados, de modo a encontrar ou desenvolver um material que seja efetivamente adequado ao uso em questão, com custo compatível. A partir daí, devem ser claramente definidos os critérios de aceitação e

rejeição a serem empregados no fornecimento do material: quais testes deverão ser feitos, em que etapa da fabricação, segundo qual norma, como serão avaliados os resultados, etc.; estas são definições fundamentais em qualquer especificação para fornecimento de material. Isto permite um relacionamento claro e objetivo entre fornecedor e usuário, agilizando prazos, reduzindo custos e registrando, claramente, o que se espera e o que se obtém de um determinado material.

11.2 - TIPOS DE CONTROLE - TESTES E ENSAIOS

Os ensaios empregados no controle de aços e ligas especiais são classificados, basicamente, em Ensaios Destrutivos e Ensaios Não Destrutivos. O sentido da classificação é bastante óbvio, se bem que diversos casos ocorram em que a classificação se torna difícil, como p. ex., no ensaio de dureza, que dependendo do estado, tamanho e posição na peça, pode ser destrutivo ou não.

Como visto no item anterior, a definição dos testes e ensaios a executar deve ser realizada na etapa de especificação. Extensos escopos de testes e exames conduzem, em geral, à maior garantia quanto ao atendimento dos requisitos especificados. Por outro lado, a extensão dos controles estabelecidos influi fortemente no custo do produto. Forjados para determinadas indústrias (como nuclear e aeronáutica, por exemplo) podem ter mais de 50% do custo devido a testes e controles.

Uma vez que a efetiva qualidade de um item ou produto não é afetada pela extensão da inspeção realizada sobre ele, é conveniente que o comprador ou especificador analise, judiciosamente, quais características do produto deseja, efetivamente, comprovar nas etapas de controle e, mais importante, com que objetivo.

Ensaios destrutivos, de forma geral, determinam propriedades mecânicas relativas a determinada posição em uma peça ou produto. Como discutido no Capítulo 6, o requisito estabelecido para as propriedades medidas nesses testes pode derivar diretamente de propriedades empregadas no projeto do item propriamente dito, ou resultar de medidas indiretas de características estabelecidas por ocasião da homologação do material para a aplicação em questão.

Ensaios não-destrutivos visam, basicamente, a determinação de descontinuidades nos produtos, apesar de existirem técnicas não-destrutivas empregadas para separar aços por composição química e/ou microestrutura e, modernamente, estudar-se técnicas capazes de avaliar propriedades mecânicas e tecnológicas não-destrutivamente.

Os requisitos de aceitação para ensaios não-destrutivos podem ser fixados seguindo dois critérios básicos: padrão de qualidade de

uma boa fabricação ("good workmanship") ou padrão de adequação ao uso ("fitness for purpose") [4].

A maior parte das normas tradicionais de ensaios não-destrutivos, tanto para forjados quanto para laminados, fundidos ou soldados, estabelece critérios de aceitação baseados no que se considera o padrão atingido por uma fabricação criteriosa, segundo práticas técnicas adequadas. Este tipo de critério é perfeitamente adequado quando se deseja controlar o padrão médio de qualidade de determinado item ou peça. Entretanto, exceto pelo aspecto histórico, pouco ou nada diz com respeito à adequação ao uso da peça em questão.

Critérios baseados em adequação ao uso, por sua vez, são derivados de conceitos de mecânica da fratura [5, 6] e permitem definir, para as solicitações a serem aplicadas ao item e considerando as propriedades do material empregado, um critério de aceitação para descontinuidades. Naturalmente, é raro ocorrer a coincidência dos dois critérios. Em casos específicos, entretanto, a aplicação de critérios baseados em análise baseada na adequação ao uso pode justificar a aceitação, com segurança, de descontinuidades que excedam os limites da "fabricação criteriosa". Análises deste tipo são relativamente caras mas justificadas, quando se analisa itens caros e de difícil reposição ou reparo. Naturalmente, controles baseados nos padrões de "fabricação criteriosa" devem ser sempre implementados e monitorados com vistas ao controle da qualidade da fabricação.

11.3 - ENSAIOS EMPREGADOS NA INDÚSTRIA MECÂNICA-METALÚRGICA

A Tabela 11.1 apresenta os principais ensaios e controles que podem ser empregados na produção de aços e superligas, com suas vantagens e limitações, além do propósito de seus empregos. São omitidos os controles dimensionais, que, evidentemente, representam uma parcela importante e essencial no controle da qualidade de itens da indústria metal-mecânica.

Ensaio	Objetivo	Vantagens	Limitações
1. Análise química	Determinação da composição química.	Garantia total contra a mistura e do atendimento de especificações.	Requer retirada de amostra.
2. Ultra-sons	Inspeção quanto a defeitos internos.	Ensaio não destrutivo, sem radiação, que permite inspecionar desde secções pequenas até forjados de grandes dimensões.	Somente para defeitos internos. Requer prática na interpretação das indicações do defeito. Sensível à estrutura do metal.
3. Dureza	Controle de propriedades mecânicas.	Em geral pode ser não-destrutivo. É mais barato e rápido que ensaios completos. Excelente teste para o controle sistemático de lotes de peças.	Apenas a dureza é medida. A resistência à tração deverá ser estimada a partir da dureza. Pode ser destrutivo.
4. Centelha	Evitar mistura de aços.	Rapidez e facilidade de execução. Confiabilidade bastante boa.	Depende da prática do operador. Deve ser empregado em conjunto com outros testes para garantir 100% de separação de aços.
5. Líquido penetrante	Inspeção quanto a defeitos superficiais.	Ensaio não-destrutivo, sem limitações no tamanho ou material da peça. Detecta defeitos bastante pequenos.	Requer superfície com bom acabamento e extremamente limpa. Exige desmontagem se a peça estiver em serviço.
6. Raios-X	Inspeção quanto a defeitos internos	Ensaio não-destrutivo com alta sensibilidade para descontinuidades internas.	Custo elevado. Risco de radiação. Limitação quanto ao tamanho da peça e orientação do defeito.
7. Partículas magnéticas	Inspeção quanto a defeitos superficiais e subsuperficiais.	Indicação direta sobre a peça, não há limitação quanto ao tamanho e forma da peça.	Aplicável apenas a materiais ferromagnéticos. Limpeza pode ser trabalhosa após a inspeção. Interpretação pode ser difícil.
8. Correntes parasitas	Identificar condições e propriedades como: propriedades magnéticas, tamanho de grão e tratamento térmico. Detectar falhas, como: dobras, inclusões, etc.	Teste extremamente versátil, com possibilidade de controlar diversas características do material.	A própria versatilidade pode confundir as indicações. Necessidade de equipamento e padronizações.
9. Ensaios mecânicos	Caracterizar as propriedades mecânicas; resistência, ductilidade, tenacidade, resistência à fadiga, resistência à propagação de trincas etc.	Garantia do atendimento aos valores exigidos no projeto em testes destrutivos, similares às condições de emprego.	Ensaio destrutivo. Requer, em geral, forjamento de metal adicional para a retirada dos CP's. Custo médio a elevado, dependendo dos ensaios selecionados.

Tabela 11.1 - Principais ensaios e controles na produção de aços.

11.3.1 - Inspeção por ultra-som

A inspeção por ultra-sons é um método não destrutivo em que ondas de ultra-som (1-25 MHz) são introduzidas no material para detectar os defeitos. As ondas sonoras se propagam pelo material, sendo refletidas em interfaces. O feixe refletido é detectado e analisado para definir a presença e localização das falhas.

Trincas, flocos, poros, cavidades de solidificação, sendo interfaces metal-gás, são facilmente detectáveis. Inclusões e outras heterogeneidades no metal podem também ser detectadas por causarem reflexão parcial ou espalhamento das ondas de ultra-som.

Uma vez que este processo só dá indicação das reflexões das ondas emitidas, não é possível, em escala industrial, precisar o tipo de defeito que dá origem a determinada indicação.

Da mesma forma, complexidades geométricas da peça a examinar, podem dar origem a indicações "falsas", não provenientes de defeitos reais.

Como o ensaio depende da propagação das ondas ultra-sônicas no metal é sensível a características metalúrgicas que o influenciem. Tamanho de grão e existência de anisotropia elástica (módulo de elasticidade dependente da orientação cristalográfica, como no caso de aços austeníticos) são fatores metalúrgicos que influenciam o ensaio [7].

A Fig. 11.2 mostra, esquematicamente, um sistema de inspeção por ultra-som.

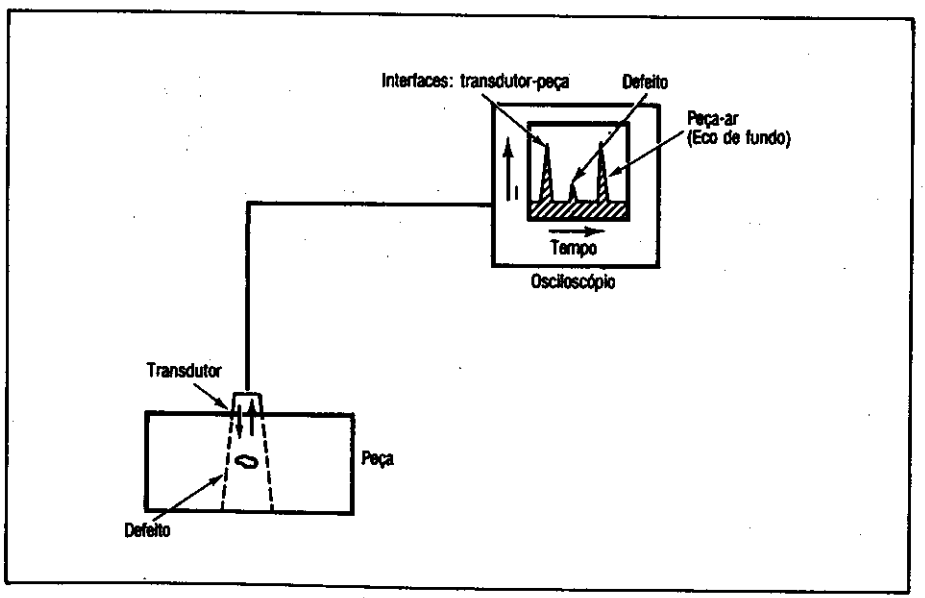


Fig. 11.2 - Exame por Ultra-Som. Esquemático.

O transdutor emite uma onda de ultra-som que é transmitida à peça através de um meio de acoplamento, como p. ex. a glicerina, etc. Essa onda é refletida pelos defeitos na peça (ou outras descontinuidades), se existirem, e pela interface peça-ar, no fundo. Evidentemente, os ecos de defeitos atingirão o detector em tempo mais curto que o eco de fundo, por viajarem distâncias mais curtas. Um circuito eletrônico ligado a um osciloscópio converte o sinal recebido em uma imagem "Intensidade versus Tempo" viajado pela onda, ou seja, pela posição na peça.

Como a condição mais favorável de reflexão é aquela em que o feixe de ultra-som incide perpendicularmente à superfície da descontinuidade, transdutores capazes de introduzirem feixes não-perpendiculares (transdutores angulares) à superfície da peça podem ser empregados, quando necessário.

Vantagens

(1) Poder de penetração elevado. Rotores de até 6m podem ser inspecionados no sentido axial, por exemplo.
(2) Alta sensibilidade.
(3) Grande precisão na determinação da posição e estimativa do tamanho da falha. Entretanto, é necessário pessoal corretamente treinado (ver Desvantagens).
(4) Somente uma superfície precisa estar acessível, normalmente.
(5) Operação eletrônica, com observação imediata dos resultados.
(6) Não oferece riscos ao pessoal de operação nem aos equipamentos próximos.
(7) Portátil.

Desvantagens

(1) Requer técnicos com elevada experiência e treinamento na execução do ensaio e avaliação de seus resultados. O fator humano neste ensaio é muito importante. Para aplicações extremamente críticas (soldas em reatores nucleares por exemplo), a tendência moderna tem sido "validação" das técnicas e equipes de inspeção em peças contendo "defeitos" conhecidos [8].
(2) Requer superfície regular.
(3) Descontinuidades logo abaixo da superfície podem não ser detectadas.

Aplicações típicas

(1) Cilindros de laminação, colunas de prensa e eixos.
(2) Forjados para turbinas de geradores, tubulação de pressão, soldas e componentes de reatores.
(3) Forjados para turbinas a jato e discos de engrenagens.
(4) Ferramentas — blocos para matrizes e aços ferramenta.
(5) Peças para aplicações ferroviárias: eixos, rodas e trilhos.
(6) Peças de automóveis: forjados, fundidos e peças soldadas.

11.3.2 - Testes de trincas superficiais

Freqüentemente, em itens mecânicos, as maiores solicitações se localizam na região superficial das peças. A capacidade de detectar descontinuidades superficiais tem, portanto, grande importância.

Duas técnicas principais são empregadas para a detecção de descontinuidades superficiais: ensaio por líquido penetrante e ensaio por partículas magnéticas.

11.3.2.1 - Líquidos penetrantes

O teste por líquidos penetrantes é um ensaio não-destrutivo para detectar descontinuidades abertas para a superfície de materiais não porosos.

Os líquidos penetrantes podem indicar falhas na superfície de peças, independente de composição química, tratamento térmico, estrutura interna etc.

Tal processo é muito empregado na inspeção de produtos forjados, laminados, fundidos, plásticos, etc. Detecta trincas superficiais de todos os tipos, dobras, porosidade (aberta à superfície), laminações, etc.

A inspeção por líquidos penetrantes depende principalmente de capacidade do líquido "molhar" a peça a ser inspecionada. Tal capacidade é definida pela tensão superficial Líquido-Metal. Sendo o líquido adequado, ele penetrará nos defeitos e aberturas da superfície não visíveis a olho nu. Posteriormente, a superfície da peça é limpa para retirar o excesso de penetrante e o revelador, usualmente um pó, é aplicado. A aplicação do revelador faz com que o líquido retido nas descontinuidades venha à superfície, colorindo o pó, e indique o defeito, normalmente com um certo fator de ampliação, como mostra a Fig. 11.3.

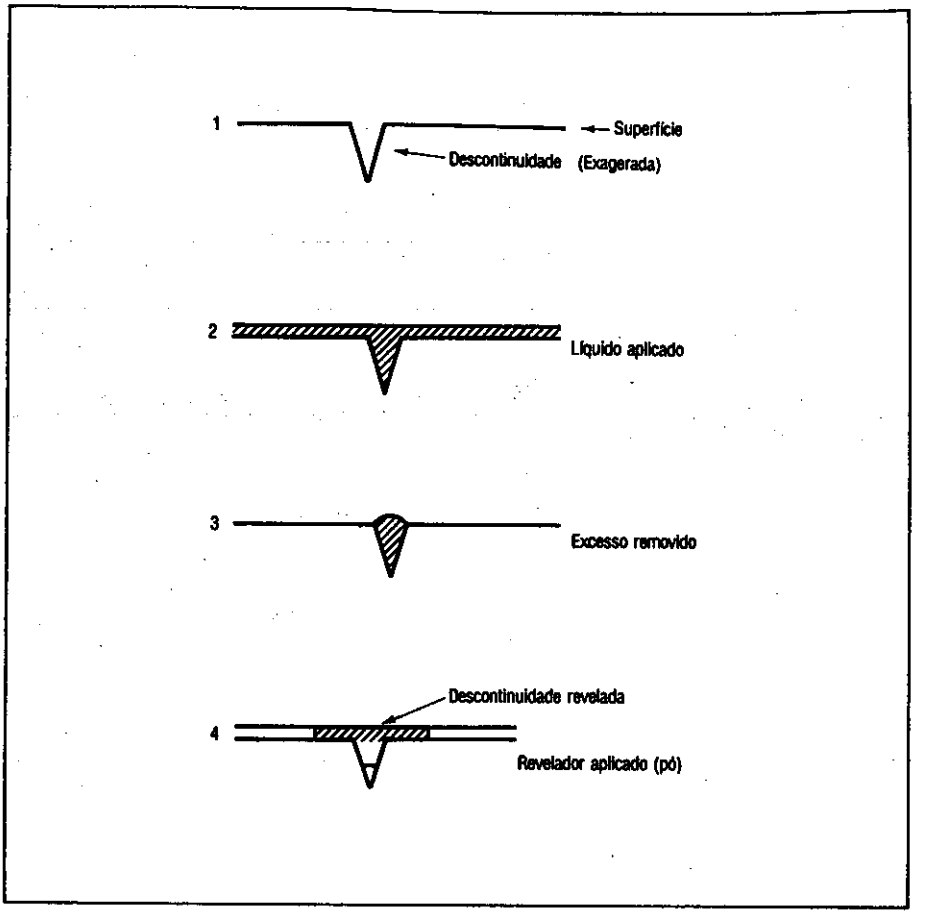


Fig. 11.3 - Exame por Líquido Penetrante. Esquemático.

Diferentes materiais podem requerer diferentes tempos de penetração e de revelação para a correta avaliação.

A limpeza (antes do ensaio e antes da revelação) é um ponto crítico para a obtenção de resultados confiáveis.

A temperatura da peça é uma variável importante e deve ser mantida na faixa recomendada pelo fabricante do conjunto Penetrante-Revelador.

A principal limitação deste teste é que, obviamente, somente defeitos com abertura para a superfície são detectados. Defeitos subsuperficiais não são indicados. Por outro lado, a rugosidade da superfície da peça pode apresentar indicações falsas de defeitos. Do mesmo modo, se a limpeza, após a aplicação do líquido penetrante e antes do revelador, for feita com pouco cuidado, podem surgir indicações falsas, decorrentes, por exemplo, de asperezas de usinagem.

11.3.2.2 - Partículas magnéticas

Descontinuidades superficiais e sub-superficiais em materiais ferro-magnéticos podem ser detectadas através do exame por partículas magnéticas.

Quando a peça a ser testada é magnetizada, descontinuidades magnéticas transversais à direção de magnetização causarão o aparecimento de uma fuga de campo magnético na superfície e imediatamente acima dela.

A presença desta fuga de campo magnético e, conseqüentemente, da descontinuidade,é detectada pela aplicação de finas partículas magnéticas, que serão por ele atraídas.

As partículas podem ser aplicadas secas ou por via úmida, e podem ser coloridas ou fluorescentes.

Existem diferentes formas de magnetizar e examinar a peça e a garantia da obtenção de um campo de intensidade e orientação adequados é fundamental para que o exame seja efetivo na deteção de descontinuidades.

Este método não é tão sensível às condições de limpeza quanto o por líquidos penetrantes e é, normalmente, o escolhido para materiais ferro-magnéticos, em função de sua sensibilidade.

Aplicações típicas incluem soldas, forjados, fundidos, etc., de materiais ferro-magnéticos. Em alguns casos, em função da aplicação de item examinado, desmagnetização após o exame pode ser requerida.

Uma vez que qualquer fator que cause alteração da permeabilidade magnética do material pode dar origem a indicações, a análise dos resultados deste ensaio requer pessoal adequadamente treinado.

11.3.3 - Raios-X

A inspeção por Raios-X — Radiografia — é um método de inspeção não destrutivo, baseado na absorção e penetração diferencial de radiações em peças ou materiais metálicos. Devido a diferentes espessuras, variações de composição química ou diferenças de densidade, diferentes partes das peças ou materiais absorverão mais ou menos radiação. A radiação não absorvida, que atravessa a peça, é então analisada através de um filme sensível a Raios-X, uma tela fluorescente ou outro detector de radiação. A Fig. 11.4 apresenta esquematicamente um teste de Raios-X.

Defeitos volumétricos (poros, inclusões, vazios, etc.) são facilmente detectados, desde que consideradas suas dimensões e o poder de resolução do sistema.

Defeitos planares, por outro lado (trincas, falta de fusão em sol-

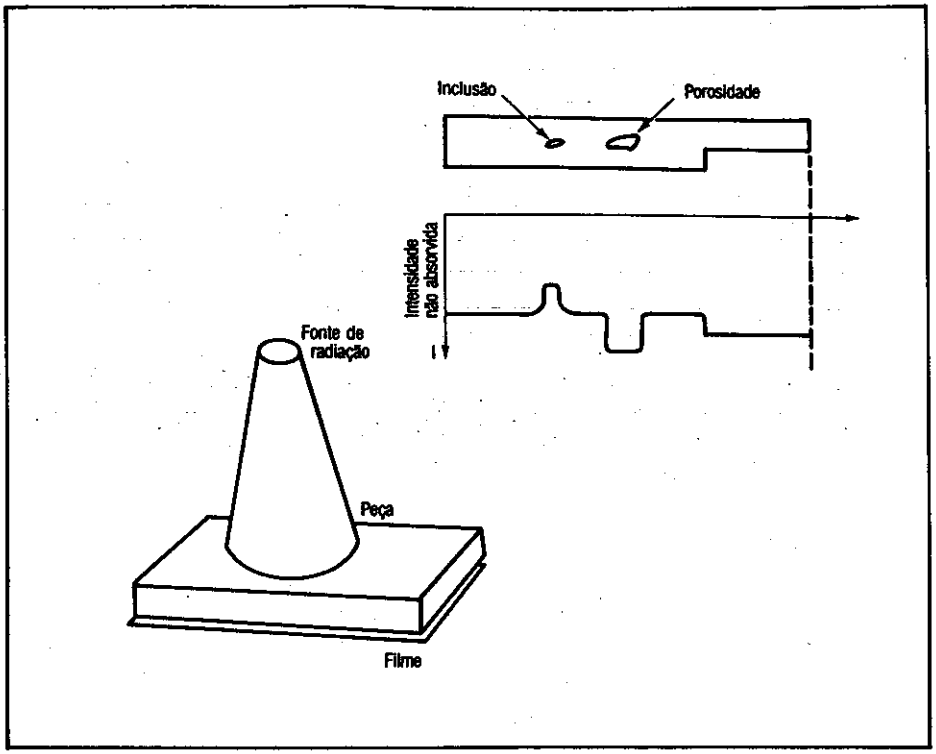


Fig. 11.4 - Exame por Raios-X. Esquemático.

das) dependem de orientação extremamente favorável fonte-plano de defeito-filme.

Como, do ponto de vista de mecânica da fratura, os defeitos planares são os mais críticos esta limitação dos ensaios por radiações ionizantes (Raios-X ou Raios-γ) é muito importante.

É um processo empregado extensivamente para fundidos e soldas, especialmente para avaliação com base em critérios de "boa fabricação". A interpretação das radiografias envolve bastante prática e requer muito cuidado, separando-se defeitos reais de problemas de processamento fotográfico ou da elaboração da radiografia em si.

É um processo caro, não só pelo equipamento como pelo custo de processo. Além disso, pode apresentar riscos para a saúde dos operadores se não for bem controlado.

11.3.4 - Ensaios mecânicos

Como ferramenta de controle de qualidade, os ensaios mecânicos são realizados em condições padronizadas, de modo a permitir a comparação com valores especificados.

11.3.4.1 - Amostragem para ensaios mecânicos

As propriedades mecânicas de um produto de aço ou liga especial dependem, normalmente, dos seguintes fatores principais:

a) Orientação (em relação à direção de maior trabalho). Produtos conformados são anisotrópicos e, portanto, as propriedades medidas em ensaios mecânicos dependerão da orientação dos corpos de prova. Alongamento e redução de área (no ensaio de tração) e medidas de tenacidade em geral (Av (ISO-V), C.O.D. etc.) são as propriedades mais afetadas (Fig. 10.4).
b) Distância de Superfícies Livres. A maior parte dos aços é sensível à velocidade de resfriamento. Naturalmente pontos mais próximos à superfície resfriarão mais rapidamente e terão propriedades diferentes do centro.
c) Posição em Relação ao Lingote. Uma vez que nos lingotes convencionais ocorre macro-segregação (ver Capítulo 8 e 9) a composição química nas regiões correspondentes ao pé e à cabeça do lingote serão diferentes (Fig. 8.29). Além disto, da superfície para o centro ocorre, também, segregação. Naturalmente, na produção de itens de qualidade, as regiões mais segregadas devem ser eliminadas, de modo a garantir suficiente homogeneidade do produto.

Ao especificar uma posição de amostragem em um produto de aço, portanto, orientação do c.p., a distância das superfícies livres ("descartes") e a posição em relação ao lingote devem ser fixadas.

Normas usuais de fornecimento como ASTM's, DIN's, SEW's estabelecem, em geral, estes três pontos.

Uma vez que testes mecânicos são destrutivos, eles podem ser realizados em prolongamentos das peças produzidas, em peça adicional (a ser destruída para ensaio) ou em testemunho, eventualmente forjado e/ou tratado em separado. Também estas condições devem ser discutidas entre fabricante e comprador visando a otimização do custo do produto, em função de sua aplicação. As normas usuais de fornecimento também estabelecem diretrizes gerais nestes aspectos e devem ser consultadas.

De forma geral, é importante ter em mente que requerer um ensaio mecânico e estabelecer um critério de aceitação sem fixar orientação, descartes, etc. é essencialmente inútil, uma vez que os valores obtidos no ensaio pode não ter qualquer correlação (conhecida ao menos) com as propriedades efetivas da peça.

11.3.4.2 - Dureza

Os diversos ensaios de dureza existentes possibilitam uma excelente cobertura de todas as gamas usuais de durezas e dimensões encontradas nos aços. Além disso, o ensaio de dureza corretamente escolhido e interpretado é uma ferramenta excelente para o controle indireto das propriedades mecânicas, a baixíssimo custo, comparado com as demais opções existentes.

As correspondências típicas entre dureza e resistência dos aços já foram apresentadas, assim como os critérios de seleção de escalas de dureza para aços e superligas. Na grande maioria dos casos, Rockwell e Brinell são os testes empregados. Certos cuidados, entretanto, devem ser sempre levados em consideração.

(1) Trabalhar sempre dentro da faixa recomendada para cada escala de dureza, evitando leituras falsas. Especial atenção deve ser dada às chapas finas, materiais muito macios e materiais tratados superficialmente (como nitretados, carbonetados, etc.).

(2) No caso de mais de uma indentação, estas devem ser espaçadas, em geral, de, no mínimo, 3 vezes o diâmetro da indentação.

(3) Correto assentamento da peça sobre a bigorna do aparelho de dureza e da bigorna em seu suporte.

(4) Preparar corretamente a superfície.

Os testes Rockwell são os mais amplamente empregados na indústria, por várias razões: simplicidade, rapidez, ampla faixa de medidas e por ser uma medida direta.

A Tabela 11.2 apresenta as escalas Rockwell mais empregadas e suas aplicações usuais.

B	Ligas de cobre, aços macios, ligas de alumínio.
C	Aços, ferros fundidos, titânio e outros materiais com dureza acima de HRB 100.
A	Aço fino, camadas carbonetadas ou endurecidas, finas.
D	Aço fino, camadas endurecidas médias.
E	Ferros fundidos, ligas de alumínio e magnésio.
F	Ligas de cobre recozidas.
G	Bronze fosforoso e outros materiais muito finos ou muito macios.

Tabela 11.2 - Aplicações típicas de escalas Rockwell.

11.3.4.3 - Ensaio de tração

Um dos ensaios mecânicos mais comuns é o ensaio de tração uniaxial. Neste ensaio, um corpo de prova de seção uniforme é submetido a um carregamento axial crescente, até sua ruptura. Normalmente, registra-se a deformação do material em função da carga aplicada.

A Fig. 11.5 apresenta o resultado típico de um ensaio de tração de um material metálico. Por convenção, os valores são apresentados como tensão e deformação de engenharia, ao invés de tensão e deformação reais. Assim, o eixo vertical apresenta a carga dividida pela área da seção transversal inicial do corpo de prova assim como a deformação, no eixo horizontal, é referida ao comprimento inicial do corpo de prova.

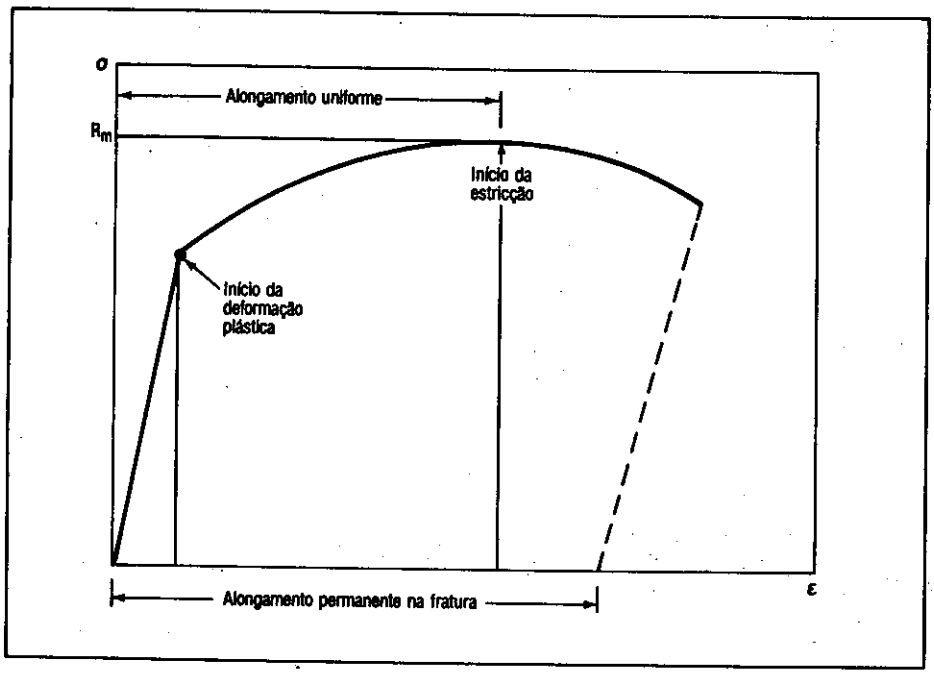


Fig. 11.5 - Resultado típico de ensaio de tração uniaxial de material metálico. (Tensão de Engenharia (σ) × Deformação de Engenharia (ε)).

Durante o carregamento do material, observa-se, inicialmente, um período em que a deformação é diretamente proporcional à tensão aplicada. Nesta fase, a deformação é não-permanente, isto é, removido o carregamento, a deformação desaparece. Esta fase é chamada fase elástica do material e a constante de proporcionalidade que relaciona tensão com deformação, é denominada módulo de elasticidade (E).

A partir de um certo nível de tensão aplicada, começa a ocorrer deformação permanente (plástica) e a deformação total medida é a soma das deformações elástica e plástica. Naturalmente, deixa de existir proporcionalidade entre tensão e deformação total.

O ponto onde se inicia a deformação plástica é chamado de limite de escoamento. O início da deformação plástica pode ocorrer através de uma transição "suave" ou não.

Quando a transição não é "suave", é chamada de Escoamento Nítido, Fig. 11.6, e sua determinação é facilitada, em função da descontinuidade observada na curva Tensão × Deformação.

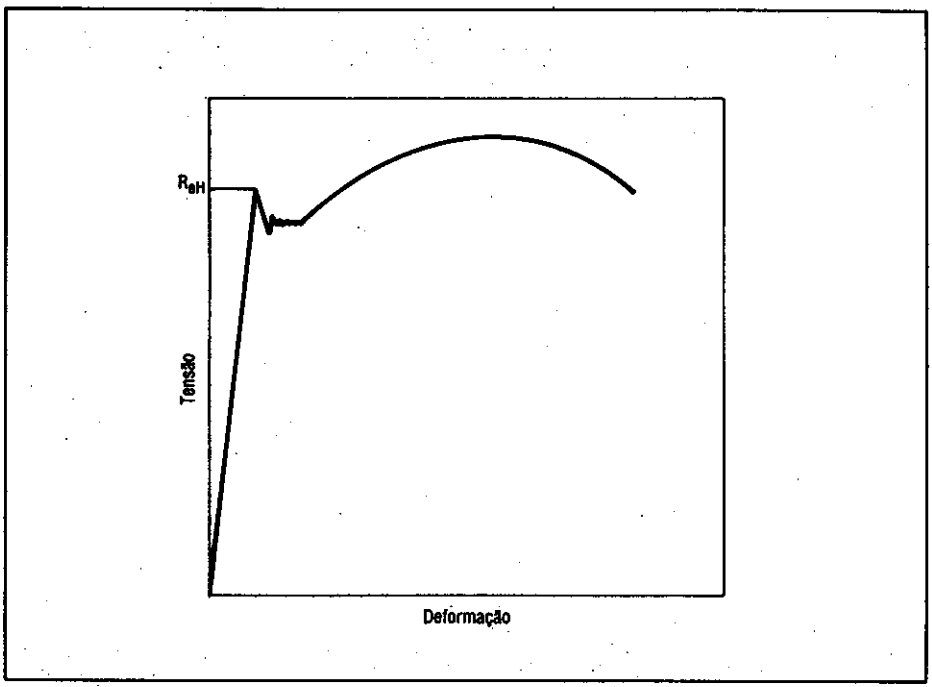


Fig. 11.6 - Curva Tensão × Deformação (de engenharia) de um aço que apresenta escoamento nítido (R_{eH} = limite de escoamento superior [9], ou limite de escoamento [10]).

Quando não ocorre escoamento nítido, a definição do ponto exato onde se inicia a deformação plástica é difícil. Neste caso, convenciona-se uma determinada deformação plástica para definir o limite de escoamento. Os limites de escoamento convencionais mais comumente adotados são 0.2% de deformação plástica ou 0.5% de deformação total, como mostrado na Fig. 11.7.

Quando se emprega tensão de engenharia, a curva Tensão × Deformação passa por um máximo, associado à força máxima medida durante o ensaio. Esta tensão é chamada de "limite de ruptura".

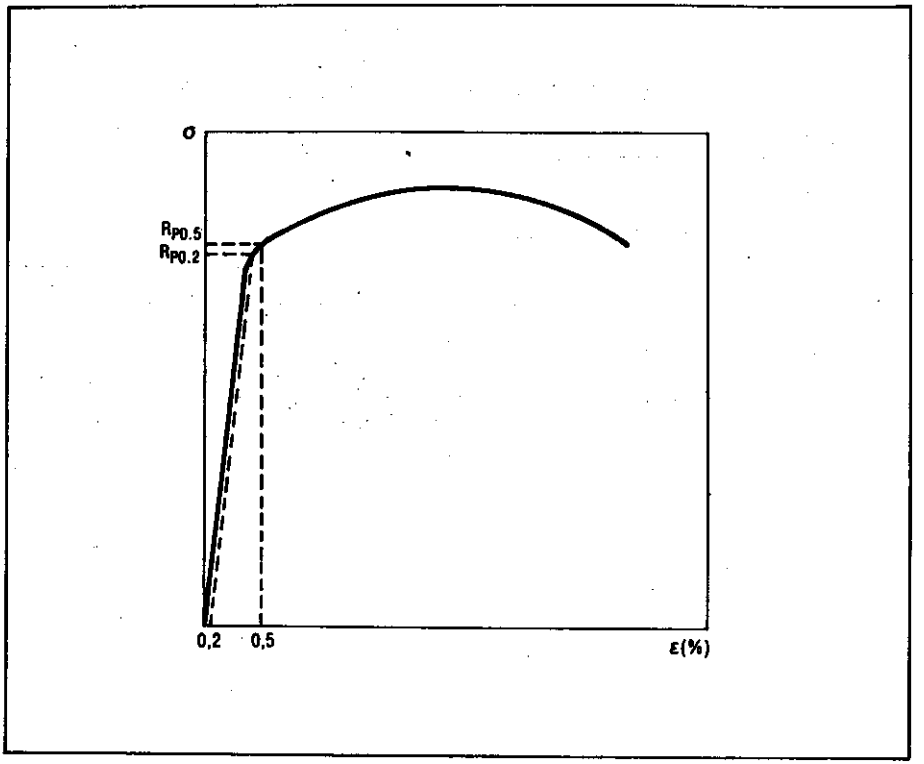


Fig. 11.7 - Curva Tensão × Deformação (de engenharia) de um material sem escoamento nítido. Limites convencionais:
$R_{po.2}$ — Tensão para 0,2% de deformação permanente.
$R_{po.5}$ — Tensão para 0,5% de deformação total, ou 0,5% de deformação sob carga.

A diminuição da força a partir deste ponto está associada ao fenômeno da estricção. Até se atingir a força máxima, o aumento da força durante o ensaio é balanceado pelo encruamento do material e, naturalmente, pela redução de área associada à conservação de volume do material durante a deformação plástica.

A ocorrência da carga máxima está associada ao fim deste equilíbrio. Neste ponto, uma determinada região do corpo de prova passa a se deformar mais do que as demais. Assim, se alonga e, conseqüentemente, tem sua área mais reduzida que o restante do corpo de prova.

A tensão real nesta região, submetida à estrição, é elevada; entretanto, como sua área é reduzida, a tensão de engenharia decresce em relação à tensão de ruptura.

Naturalmente, a fratura ocorrerá na região de estricção.

O alongamento permanente (plástico) após a fratura e a redução de área na região da fratura são medidas convencionais da dutilidade do material.

O ensaio de tração é utilizado para a caracterização do comportamento mecânico dos metais e também como importante ferramenta de controle da qualidade. Neste caso é fundamental a padronização das variáveis de ensaio, para permitir a comparação dos resultados entre si e com critérios pré-estabelecidos.

A velocidade com que o carregamento é aplicado, por exemplo, tem efeito sobre a tensão de escoamento, como mostra a Fig. 11.8. Assim, é fundamental a observância dos parâmetros fixados nas normas de ensaio [9, 10, 12] para a obtenção de resultados válidos.

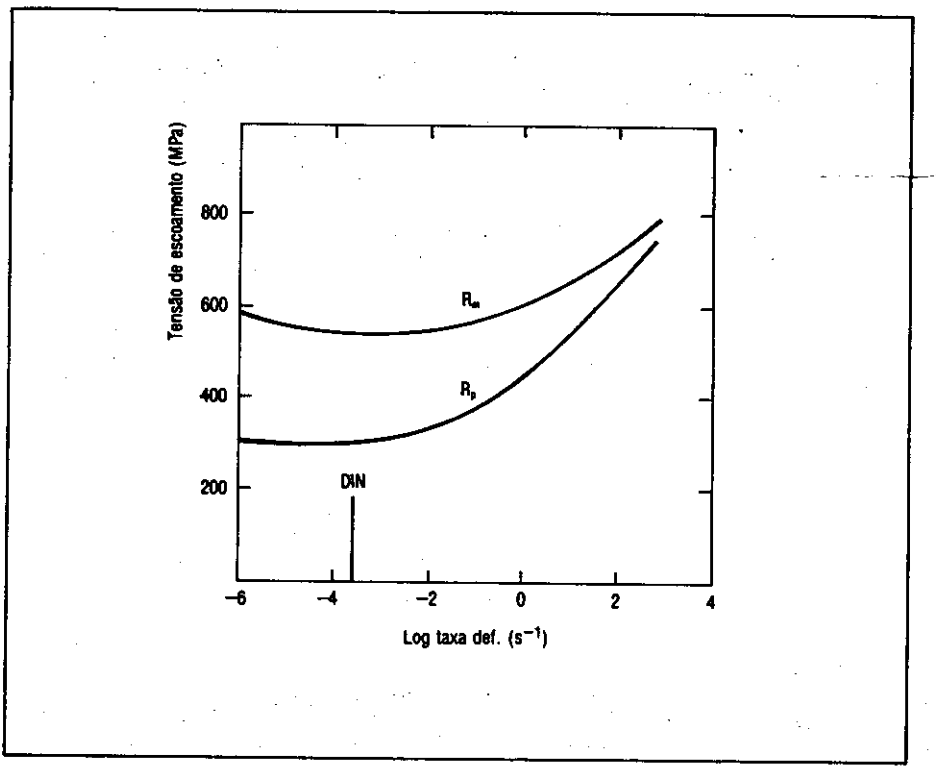


Fig. 11.8 - Efeito da velocidade de deformação sobre as propriedades medidas no ensaio de tração [11]. A linha "DIN" é o limite máximo estabelecido pela norma DIN 50145 [9].

Da mesma forma, a rigidez do sistema de ensaio tem influência direta sobre o limite de escoamento inferior [13]. Se esta variável deve ser determinada, cuidados especiais devem ser tomados [9].

Até o início da estricção, a deformação se distribui uniformemente ao longo do corpo de prova. Iniciada a estricção, ela se concentra nesta região. A medida do alongamento total depende, portanto, do peso relativo atribuído à região de alongamento não-uniforme e à região onde o alongamento é uniforme, como mostra a Fig. 11.9.

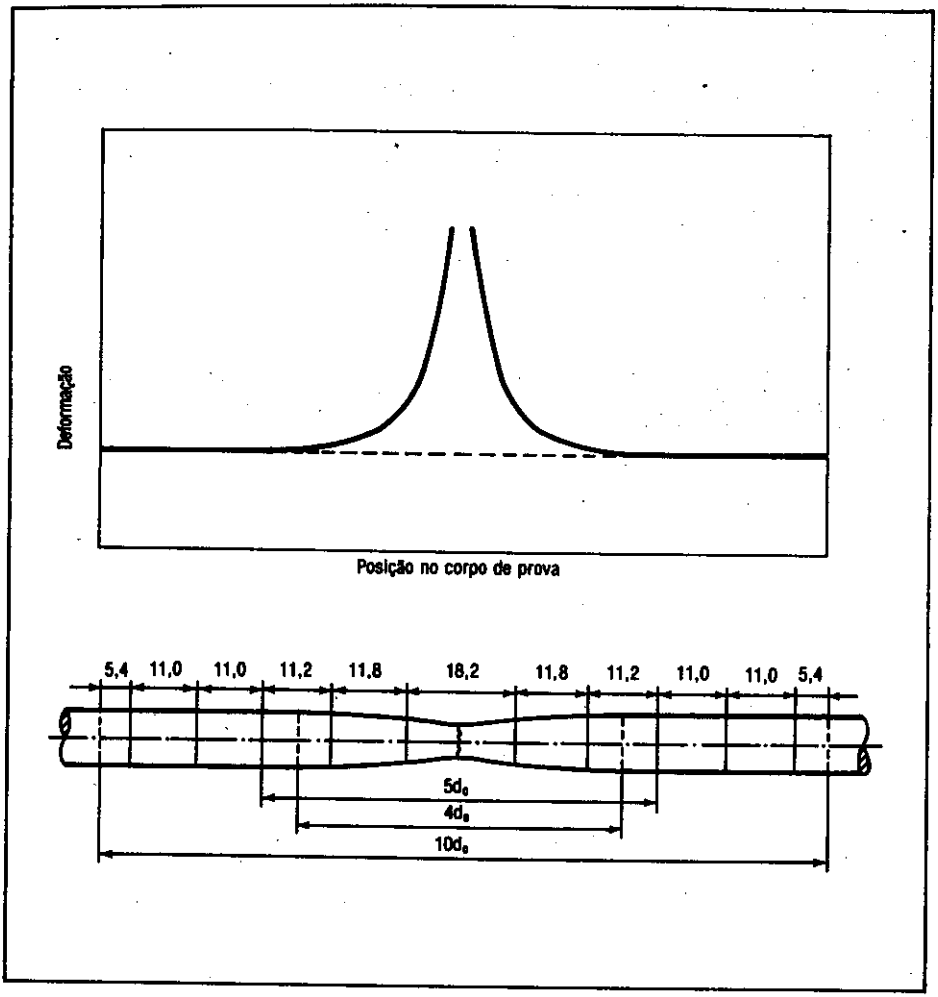


Fig. 11.9 - Distribuição da deformação plástica em um corpo de prova de tração fraturado. Observe-se o efeito da base de medida sobre o alongamento medido. A_4 = 30,2%, A_5 = 28,4% e A_{10} = 19% (o subscrito indica o comprimento da base de medida, em diâmetros do cp não deformado, d_0. No caso, d_0 = 10mm.) [14].

Alongamentos determinados em diferentes bases de medida (4 diâmetros, cf. ASTM ou 5 diâmetros cf. DIN, por exemplo), conduzirão, certamente, a resultados diferentes.

11.3.4.4 - Medidas de tenacidade

No Capítulo 6 foram discutidas as origens dos requisitos de tenacidade estabelecidos para aços. Os ensaios de impacto, desenvolvidos empiricamente, são, até hoje, os mais empregados para medidas de tenacidade, especialmente a nível de controle da qualidade.

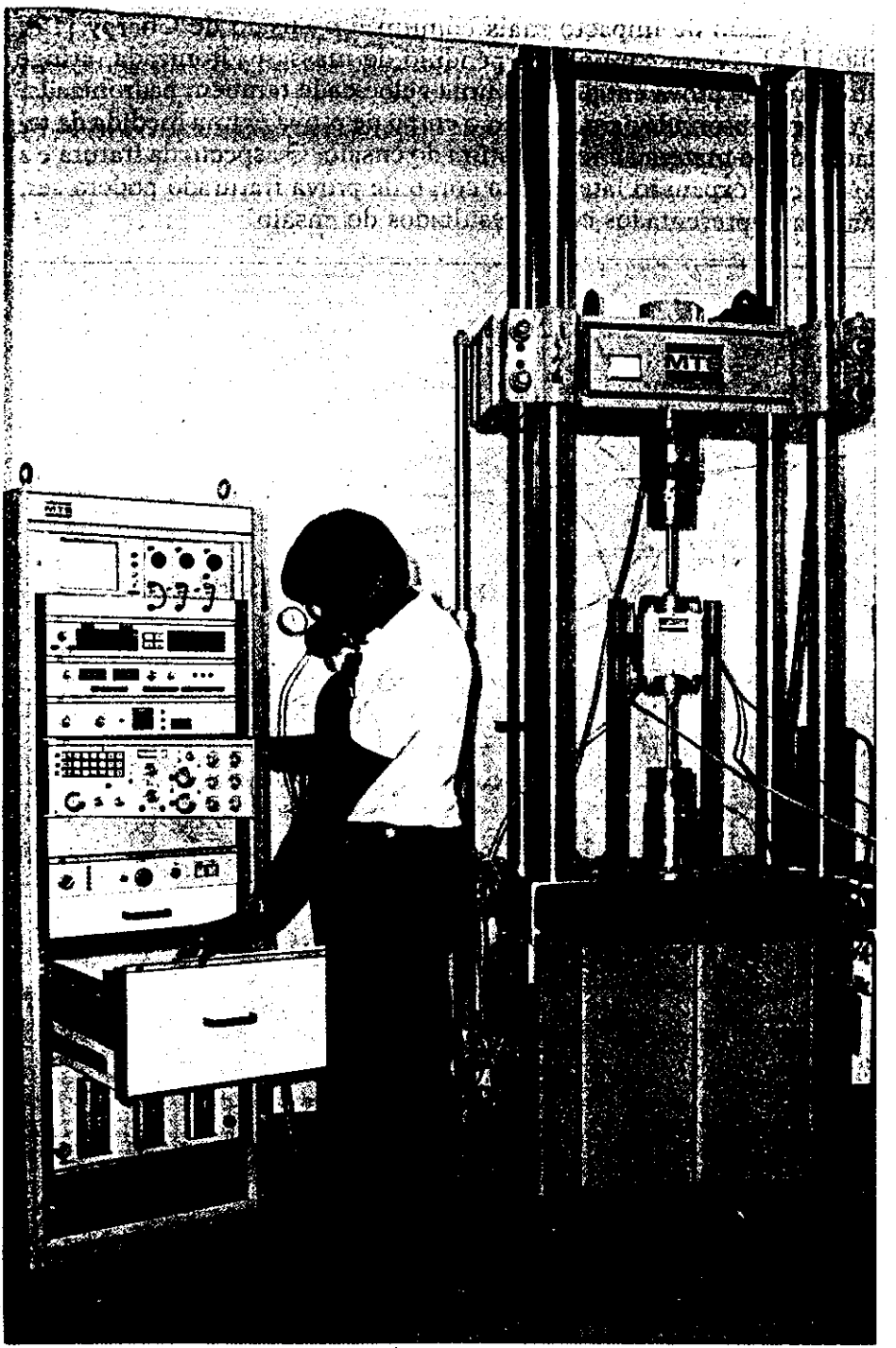


Fig. 11.10 - Máquina Universal para ensaios mecânicos. Laboratórios da Eletrometal.

O ensaio de impacto mais comum é o ensaio de Charpy [15], Fig. 11.11. Neste ensaio, um pêndulo de massa padronizada, atinge um corpo de prova entalhado a uma velocidade também padronizada. A energia absorvida para fraturar o corpo de prova é uma medida da tenacidade do material à temperatura do ensaio. O aspecto da fratura e a chamada "expansão lateral" do corpo de prova fraturado podem ser, também, apresentados como resultados do ensaio.

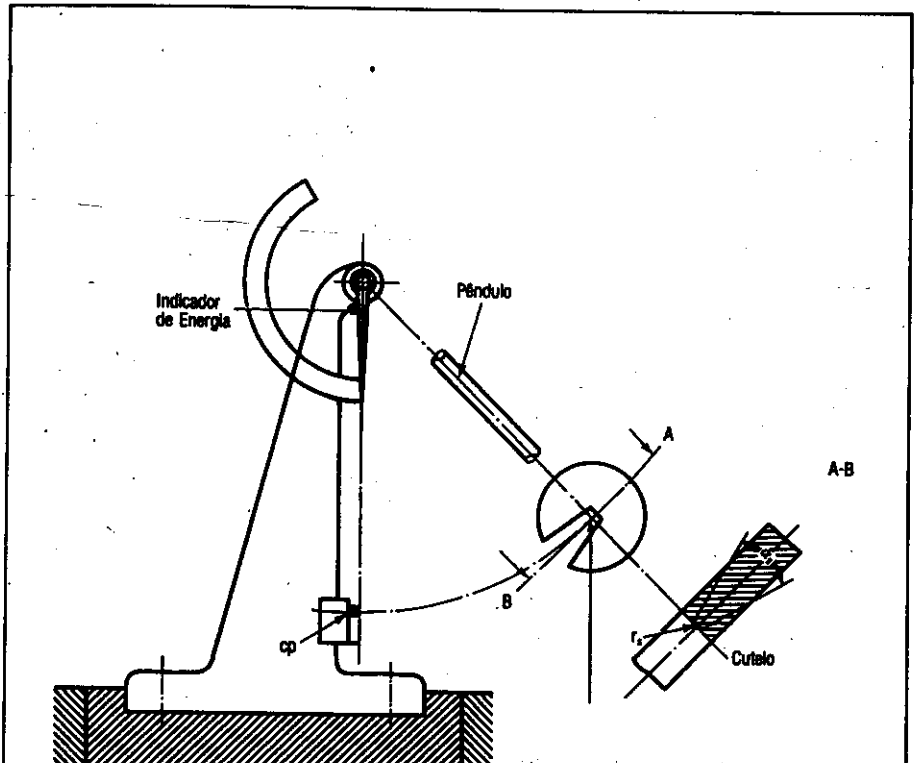


Fig. 11.11 - Ensaio de Charpy.

Naturalmente, a característica básica deste ensaio é a padronização. Todas as medidas relevantes do equipamento de ensaio e do corpo de prova são estabelecidas em normas, e a sua verificação, na freqüência adequada, é fundamental para a garantia da obtenção de resultados confiáveis. (Fig. 11.12.)

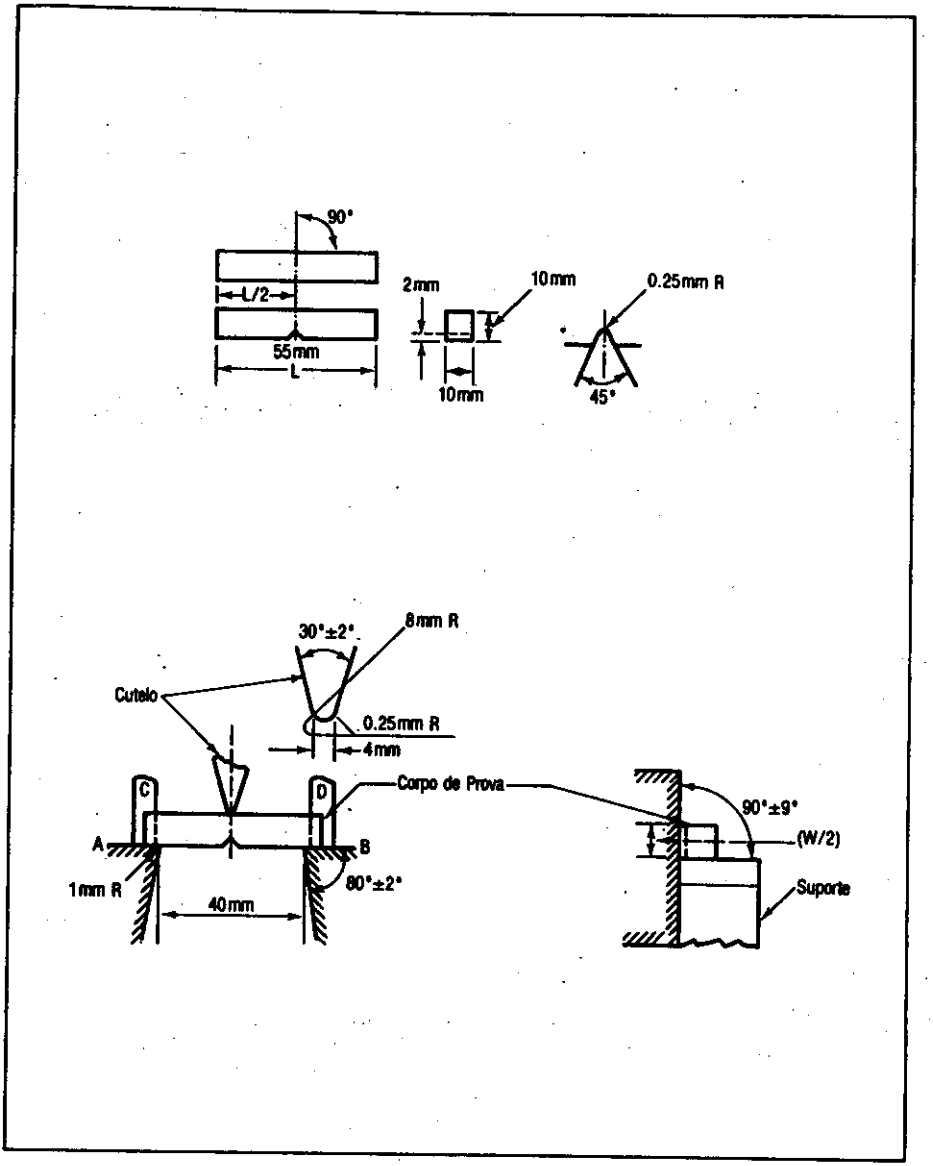


Fig. 11.12 - Detalhes geométricos padronizados no ensaio de Impacto (Charpy) segundo ASTM E23 [16].

É importante observar que os resultados obtidos no ensaio "Charpy", segundo a norma ASTM (E23) não são iguais àqueles obtidos quando se realiza o ensaio segundo norma DIN (50115) ou ISO, mesmo mantido o entalhe em forma de "V". A principal causa desta diferença (Fig. 11.13) está na geometria do cutelo do pêndulo que atinge o corpo de prova.

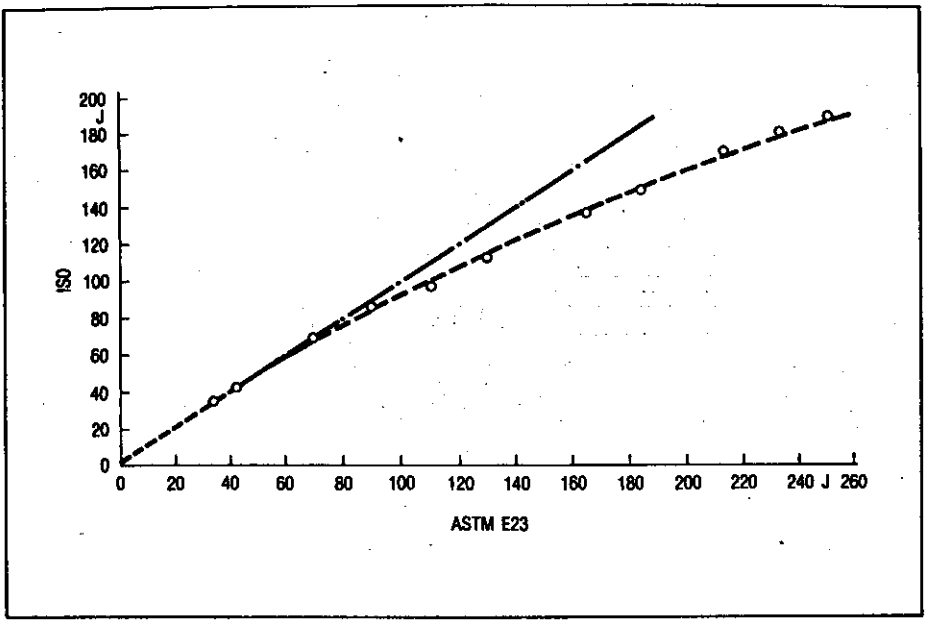


Fig. 11.13 - Comparação dos resultados obtidos no ensaio de Impacto (Charpy-V) segundo DIN 50115 (ISO) e ASTM E23 [14].

Outros ensaios tecnológicos para a avaliação da tenacidade são os ensaios de Pellini (ASTM A208), Robertson, etc. Também nestes testes, a importância do rigoroso cumprimento das condições padronizadas e estabelecidas pela norma de ensaio não pode ser esquecida.

Ensaios de mecânica da fratura têm sido cada vez mais empregados, inclusive como ferramenta para controle da qualidade. Determinação de K_{IC} (ASTM E399) e C.O.D. (BS 5762), por exemplo, são ensaios realizados para controle da tenacidade de materiais para aplicações especiais, como aeroespacial, off-shore, nuclear, etc. [4, 5].

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

[1] JURAN, J. M., et alii, *Quality Control Handbook*, 3 ed., McGraw-Hill, New York, 1979.

[2] ISHIKAWA, K., TQC — *Total Quality Control...*, Seminário, São Paulo, 1985.

[3] COSTA E SILVA, A., em *Seminário sobre Garantia da Qualidade em Produtos Siderúrgicos*, ABM, São Paulo, 1985, p. 123.

[4] HARRISON, J. D., em *Developments in Pressure Vessel Technology* — Part 1, Nichols, R. W., ed., Applied Science Publishers Ltd., London, 1979, p. 1.

[5] NICHOLS, R. W., em *10th MPA Seminar on Safety and Reliability of Pressure Components*, Kussmaul, K., ed., Nuclear Eng. and Design, 87 (1985), p. 3.

[6] ROLFE, S. T., BARSOM, J. M., *Fracture and Fatigue Control in Structures*, Prentice-Hall, Englewood Cliffs, 1977.

[7] COSTA E SILVA, A., MAGALHÃES, L. M. G., *Anais do 3.º SIBRAT*, ABCM, Salvador, 1984.

[8] PISC REPORTS, em *Non-Destructive Examination in Relation to Structural Integrity*, Nichol, R. W., ed., Applied Science Publischers Ltd., London, 1980.

[9] DIN, *Technische Regel 50145*, DIN, Koeln, 1975.

[10] ASTM, *Standard Method A370-77*, ASTM, Philadelphia, 1977.

[11] SHIGLEY, J., *Mechanical Engineering Design*, 2 ed., McGraw-Hill Kogakusha Ltd., Tokyo, 1972, p. 196.

[12] ASTM, *Standard Method, E8-83*, ASTM, Philadelphia, 1983.

[13] MEYERS, M. A., CHAWLA, K. K., *Mechanical Metallurgy*, Prentice-Hall, Englewood Cliffs, 1984, p. 577.

[14] RUDOLPH, W., *Schweissen und Schneiden*, dezember, 1981, p. E227.

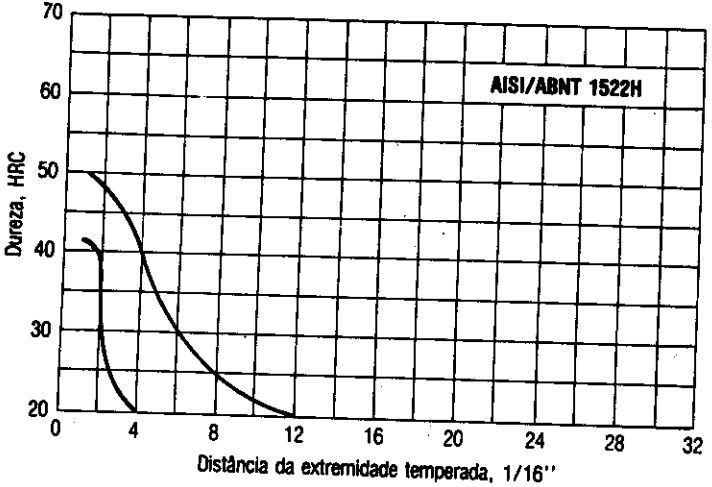
[15] DIN, *Technische Regel 50115*, DIN, Koeln, 1975.

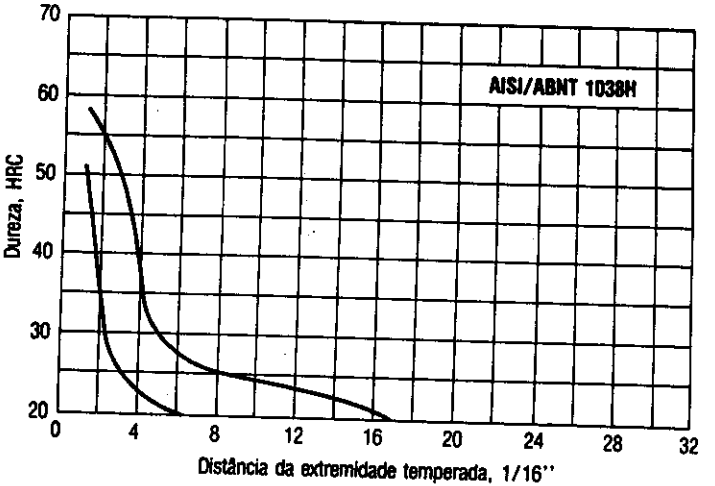
[16] ASTM, *Standard Method E23-82*, ASTM, Philadelphia, 1982.

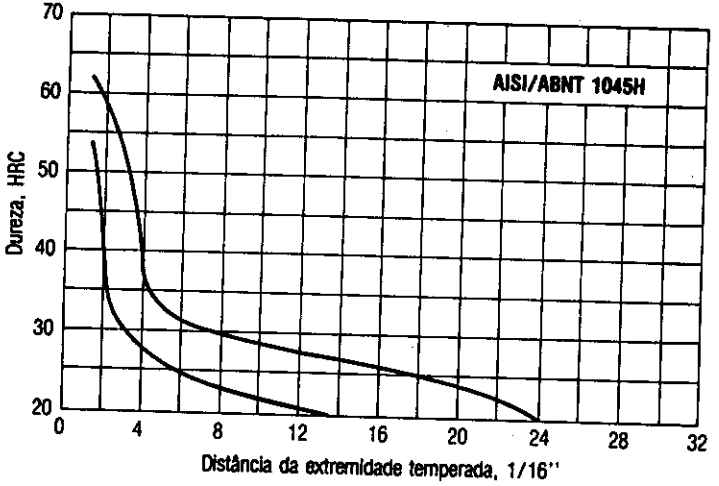
APÊNDICE A

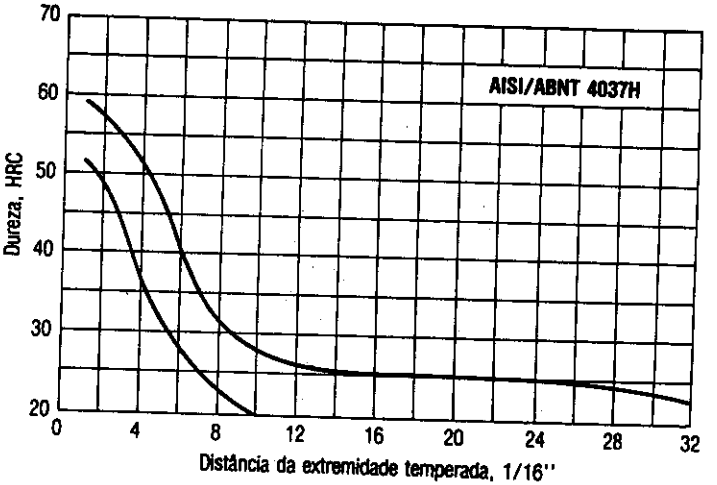
CURVAS JOMINY DE ALGUNS AÇOS PARA CONSTRUÇÃO MECÂNICA

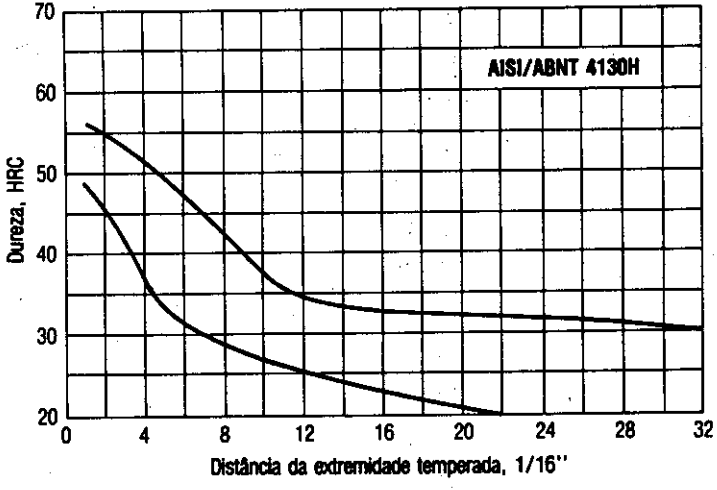
Fonte: AMERICAN SOCIETY FOR METALS, Metals Handbook, 9 ed., Metals Park, 1978, vol. 1, p. 497-524.

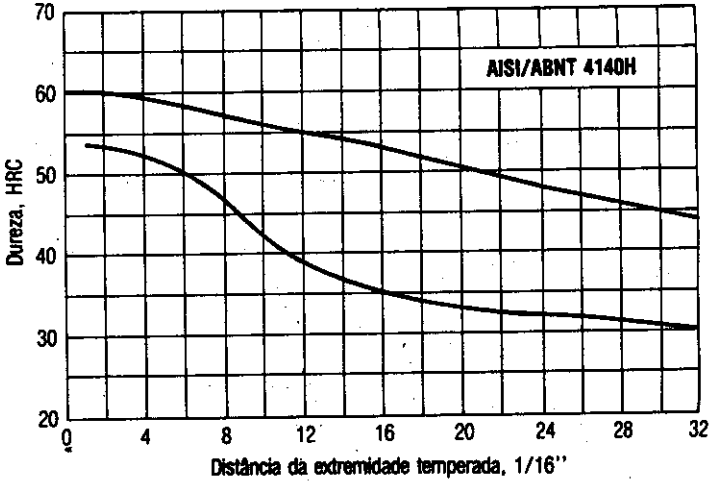

AISI/ABNT 1522H
Dureza, HRC
70
60
50
40
30
20
0
4
8
12
16
20
24
28
32
Distância da extremidade temperada, 1/16''

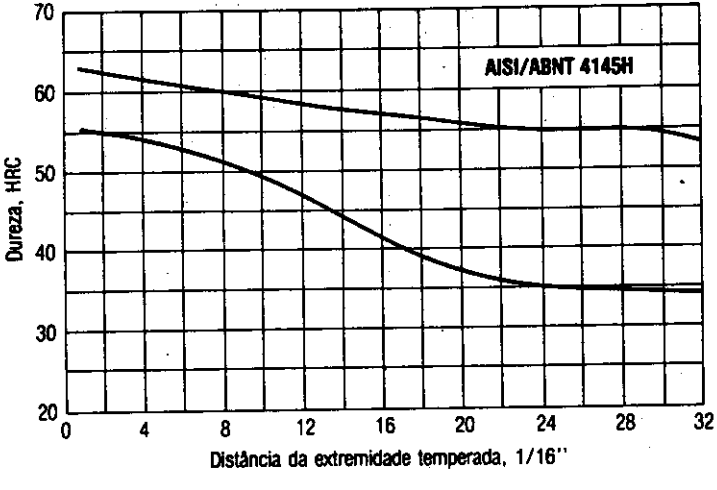

AISI/ABNT 1038H
Dureza, HRC
70
60
50
40
30
20
0
4
8
12
16
20
24
28
32
Distância da extremidade temperada, 1/16''

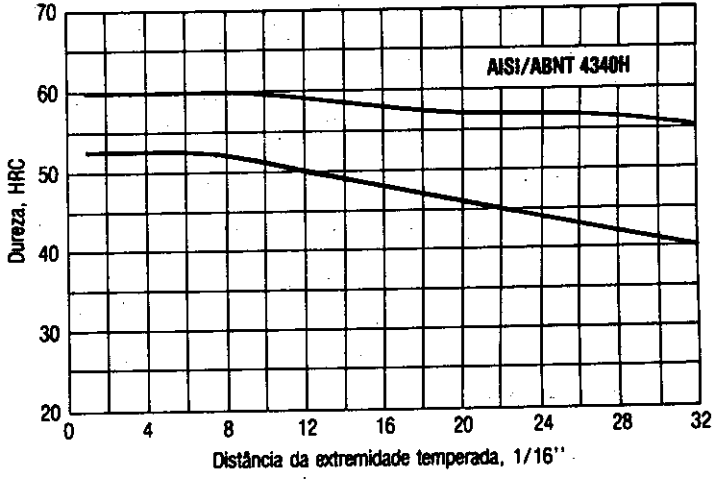

AISI/ABNT 1045H
Dureza, HRC
70
60
50
40
30
20
0
4
8
12
16
20
24
28
32
Distância da extremidade temperada, 1/16''

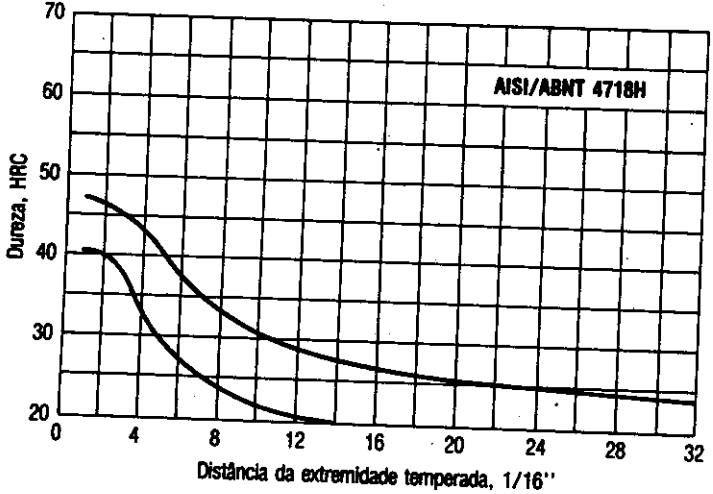

AISI/ABNT 4037H
Dureza, HRC
70
60
50
40
30
20
0
4
8
12
16
20
24
28
32
Distância da extremidade temperada, 1/16''

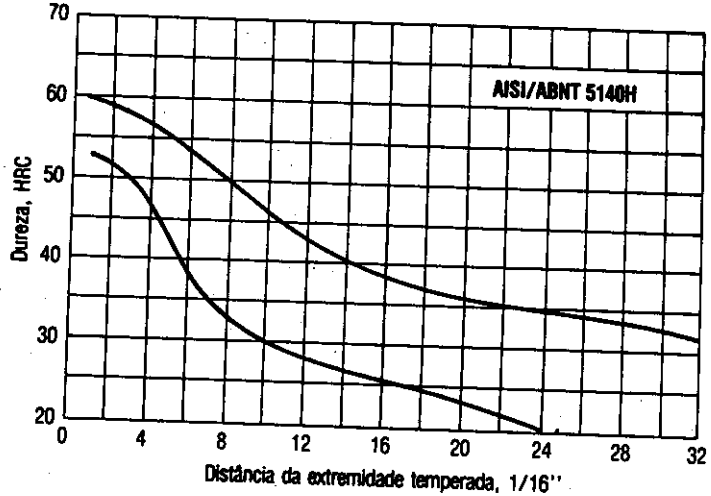

AISI/ABNT 4130H
Dureza, HRC
70
60
50
40
30
20
0
4
8
12
16
20
24
28
32
Distância da extremidade temperada, 1/16"

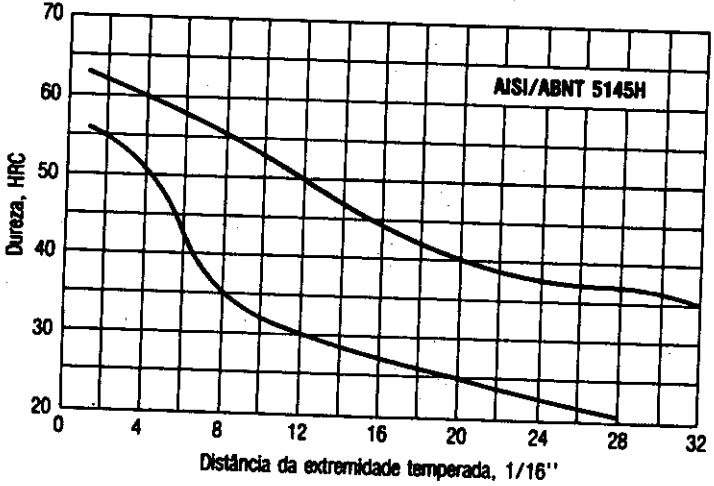

AISI/ABNT 4140H
Dureza, HRC
70
60
50
40
30
20
0
4
8
12
16
20
24
28
32
Distância da extremidade temperada, 1/16"

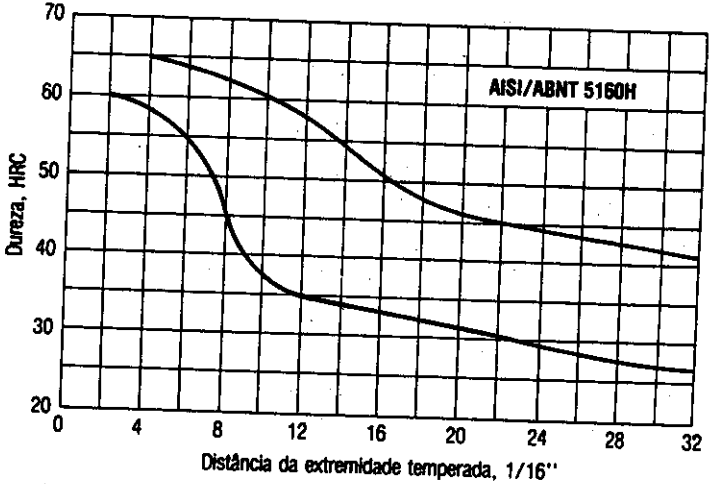

AISI/ABNT 4145H
Dureza, HRC
70
60
50
40
30
20
0
4
8
12
16
20
24
28
32
Distância da extremidade temperada, 1/16"

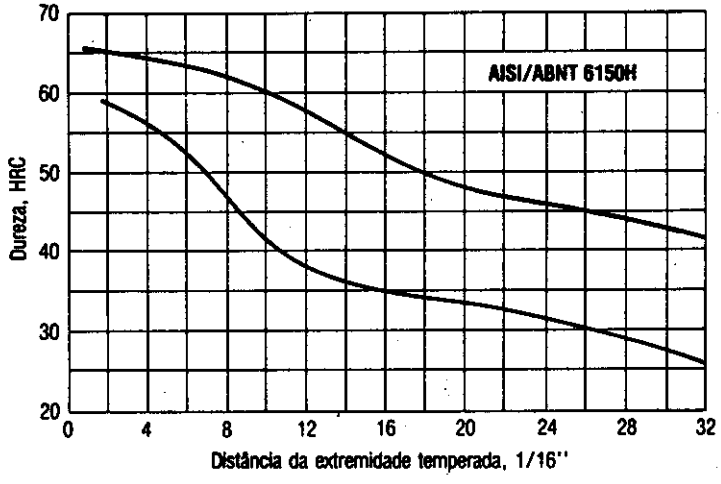

AISI/ABNT 4340H
Dureza, HRC
70
60
50
40
30
20
0
4
8
12
16
20
24
28
32
Distância da extremidade temperada, 1/16"

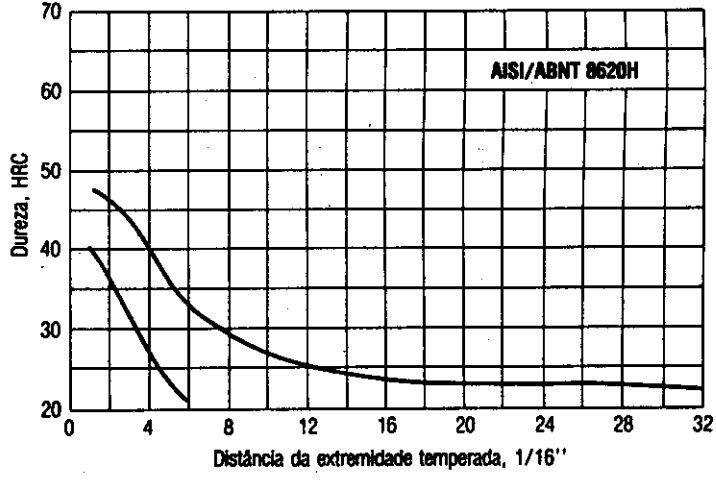

AISI/ABNT 4718H
Dureza, HRC
70
60
50
40
30
20
0
4
8
12
16
20
24
28
32
Distância da extremidade temperada, 1/16"

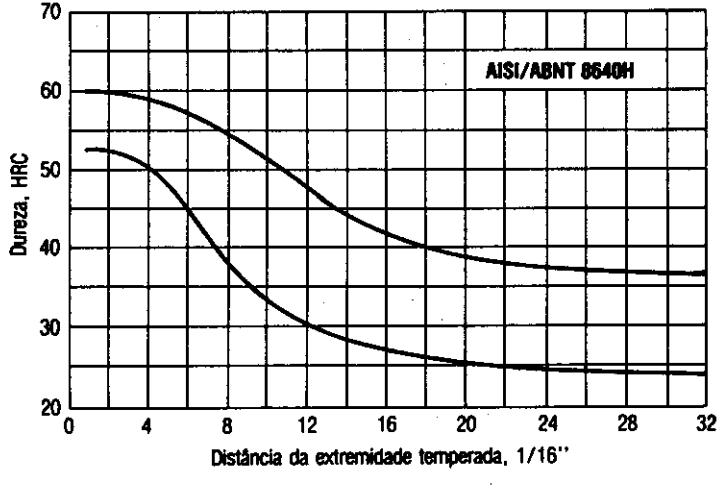

AISI/ABNT 5140H
Dureza, HRC
70
60
50
40
30
20
0
4
8
12
16
20
24
28
32
Distância da extremidade temperada, 1/16"

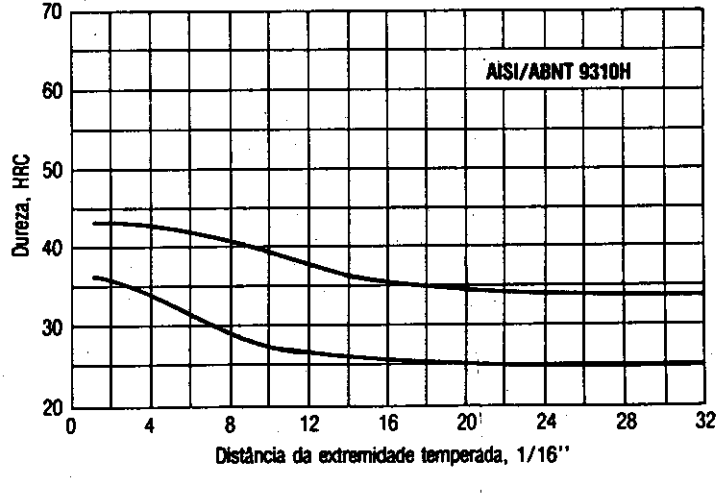

AISI/ABNT 5145H
Dureza, HRC
70
60
50
40
30
20
0
4
8
12
16
20
24
28
32
Distância da extremidade temperada, 1/16"


AISI/ABNT 5160H
Dureza, HRC
70
60
50
40
30
20
0
4
8
12
16
20
24
28
32
Distância da extremidade temperada, 1/16"


AISI/ABNT 6150H
Dureza, HRC
70
60
50
40
30
20
0
4
8
12
16
20
24
28
32
Distância da extremidade temperada, 1/16"


AISI/ABNT 8620H
Dureza, HRC
70
60
50
40
30
20
0
4
8
12
16
20
24
28
32
Distância da extremidade temperada, 1/16"


AISI/ABNT 8640H
Dureza, HRC
70
60
50
40
30
20
0
4
8
12
16
20
24
28
32
Distância da extremidade temperada, 1/16"


AISI/ABNT 9310H
Dureza, HRC
70
60
50
40
30
20
0
4
8
12
16
20
24
28
32
Distância da extremidade temperada, 1/16"

APÊNDICE B

FOLHAS RESUMO DE AÇOS E LIGAS ELETROMETAL

FOLHAS RESUMO - INTRODUÇÃO

As folhas apresentadas a seguir resumem as principais características das famílias de aços e metais especiais normalmente produzidas pela Eletrometal.

O objetivo destas folhas é apresentar, de forma condensada, informações gerais sobre cada família, dando exemplos de algumas aplicações em cada família, assim como uma orientação básica sobre processamento e propriedades típicas.

A definição do ciclo de processamento de um aço ou metal especial é uma parte essencial do processo de seleção de um material para uma aplicação. O sucesso da seleção depende, sem dúvida, da escolha do processamento (conformação, tratamento térmico etc.) adequado para a aplicação em questão.

Assim, os dados de processamento aqui apresentados têm carater apenas orientativo. Dados mais específicos, assim como orientação adequada sobre o processamento ideal de cada material para uma determinada aplicação devem ser obtidos com o fabricante do material.

B.1 - AÇOS BAIXA-LIGA PARA CONSTRUÇÃO MECÂNICA

Os aços baixa-liga para construção mecânica são aços em que adições de elementos — como Cr, Ni e Mo, principalmente — são realizadas visando, basicamente, o aumento da temperabilidade.

A temperabilidade pode ser definida como "propriedade que determina a profundidade e distribuição de dureza quando uma liga ferrosa é resfriada rapidamente" (ASTM E44). Os conceitos associados à temperabilidade foram discutidos nos itens 3.6 e 6.6. Evidentemente, a dureza nestes aços é, normalmente, um indicativo indireto da resistência mecânica, a qual, associada à tenacidade, é, em geral, a propriedade básica na seleção de aços para construção mecânica.

Assim, a seleção destes aços é centrada no conceito de temperabilidade.

Para fins de classificação, esta família pode ser ainda dividida em:

— Aços para Beneficiamento
— Aços para Cementação ou Carbonetação
— Aços para Nitretação

B.1.1 - Aços baixa-liga para construção mecânica - aços para beneficiamento

B.1.1.1 - Características e emprego

Ao tratamento de têmpera seguida de revenimento dá-se o nome de beneficiamento.

A característica mais importante nos aços para beneficiamento é, como visto acima, a temperabilidade.

A seleção baseada na temperabilidade foi analisada, detalhadamente, no item 6.6.2. O método descrito naquele item vem sendo adaptado, com sucesso, para emprego em micro-computadores, inclusive através de modelos matemáticos que visam descrever a temperabilidade em função da composição química. Adicionalmente, orientação para a seleção destes aços, com base em temperabilidade, pode ser encontrada na norma ASTM A400. Deve-se considerar, entretanto, que estes métodos fornecem estimativas das propriedades esperadas e não substituem os ensaios mecânicos, quando requeridos, como confirmação do atendimento a requisitos especificados.

Aplicações típicas para estes aços são peças para a indústria mecânica, tais como eixos, engrenagens, chavetas, parafusos, bielas, virabrequins e elementos de máquinas em geral (ver Tabelas 6.4 a 6.6).

Em casos onde são requeridas elevada resistência ao desgaste, associada a alta resistência e tenacidade, têmpera superficial (item 3.11) ou tratamentos termo-químicos (Capítulo 4) podem ser empregados.

B.1.1.2 - Exemplos típicos

Marca		Composição química diretriz						Aplicações específicas
Eletrometal	Equivalente	%C	%Si	%Mn	%Cr	%Ni	%Mo	
E4130	AISI 4130	0,30	0,25	0,50	1,00	—	0,20	Peças soldáveis para indústria aeronáutica. Acessórios de tubulações, flanges, eixos, engrenagens, chavetas etc.
E4140	AISI 4140	0,40	0,25	0,90	0,95	—	0,20	Eixos-árvore, engrenagens, parafusos, bielas, virabrequins, peças sujeitas a desgaste.
E4340	AISI 4340	0,40	0,25	0,70	0,80	1,80	0,25	Componentes para indústria aeronáutica. Eixos, engrenagens, peças diversas de segurança.
E4145Q	AISI 4145H	0,45	0,25	1,00	1,10	—	0,27	Peças submetidas a serviços pesados, e sujeitas a desgaste (p. ex.: ferramentas para furação de poços de petróleo). Engrenagens, eixos, peças nitretadas, ferramentas etc. Peças de grandes dimensões, com propriedades homogêneas na secção.
E6580	W.Nr.1.6580	0,30	0,25	0,40	2,15	2,00	0,40	Peças submetidas a esforços elevados, de alta responsabilidade em geral. P. ex.: pinhões, eixos-árvore, engrenagens, eixos etc.
E8640	AISI 8640	0,40	0,25	0,85	0,50	0,50	0,20	Engrenagens, pinhões, eixos, parafusos, eixos-árvore, chavetas, ferramentas mecânicas etc.

B.1.1.3 - Processamento

O fluxograma típico de processamento para os aços para beneficiamento é:

Deformação a quente → Resfriamento em meio isolante → Recozimento → Usinagem de desbaste → Têmpera → Revenimento → Usinagem final → (Nitretação opcional)

O pré-aquecimento antes da deformação a quente ou têmpera é benéfico, especialmente para material já beneficiado.

Em vista da temperabilidade destes materiais, o resfriamento após deformação a quente é, normalmente, feito em meio isolante.

A Tabela B.1.1.1 apresenta temperaturas típicas para o tratamento destes aços. Dados específicos para definição de processos industriais podem ser obtidos com a ELETROMETAL.

Marca Eletrometal	Deformação a quente	Recozimento	Normalização	Têmpera	Revenimento (conforme propriedades desejadas. Vide curvas de Rv)
E4130	Início: 1120°C Final: 900°C min	680/720°C Resfriamento lento	—	850/875°C Resfriamento em óleo ou água	180°C min.
E4140	Início: 1120°C Final: 900°C min.	780/825°C Resfriamento lento	—	830/860°C Resfriamento em óleo ou água	180°C min.
E4340	Início: 1120°C Final: 900°C min.	680/720°C Resfriamento lento	—	840/880°C Resfriamento em óleo	180°C min.
E4145Q	Início: 1120°C Final: 900°C min.	830/870°C Resfriamento lento	870/915°C Resfriamento ao ar	815/860°C Resfriamento em óleo ou água	180°C min
E6580	Início: 1100°C Final: 900°C min.	650/700°C Resfriamento lento	—	830/860°C Resfriamento em óleo	180°C min.
E8640	Início: 1120°C Final: 900°C min.	845/870°C Resfriamento lento	—	815/850°C Resfriamento em óleo ou água	180°C min.

Tabela B.1.1.1

B.1.1.4 - Resposta ao tratamento térmico

A resposta ao tratamento térmico destes aços é, normalmente, sumarizada sob a forma de Curvas Jominy. O Apêndice A apresenta curvas Jominy para alguns aços. Quando um determinado valor de dureza em determinada posição Jominy é requerido, este valor pode ser especificado por ocasião da compra do material.

Propriedades em peças de pequenas dimensões podem ser estimadas diretamente de curvas de revenimento experimentais, conforme exemplificado na Fig. B.1.1.

Em função das diferenças de velocidades de resfriamento encontradas em peças temperadas, muita cautela deve ser empregada quando se deseja prever propriedades de peças de maiores dimensões (item 6.6.2).

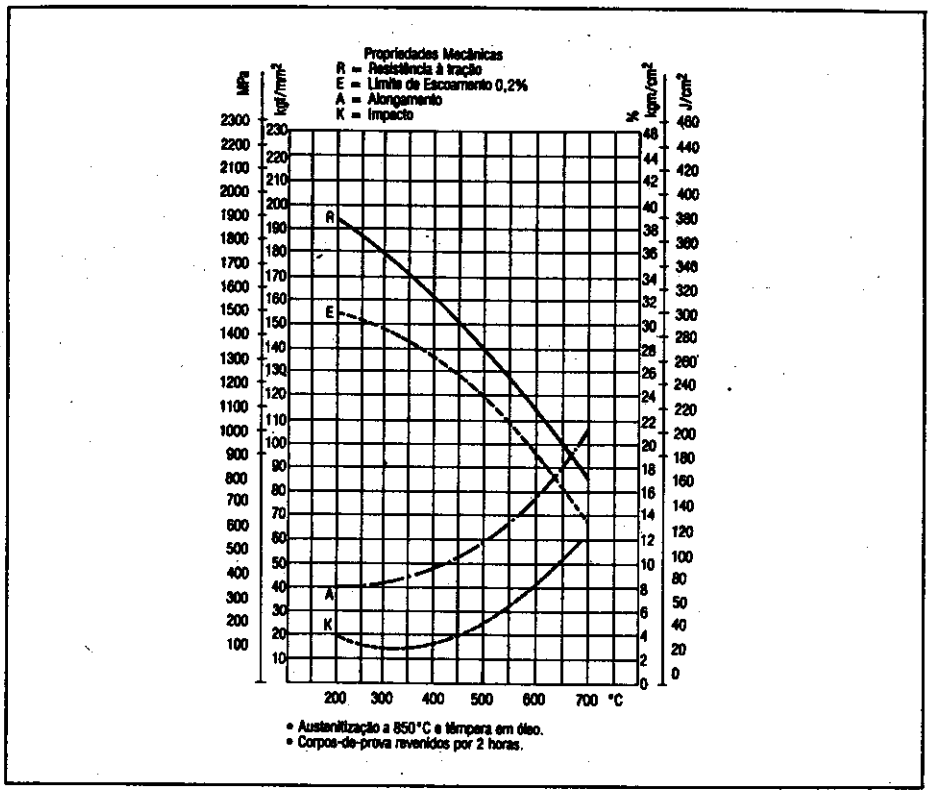


Fig. B.1.1.1 - Curva de Revenimento do Aço E4140.

B.1.1.5 - Outras características típicas

Marca Eletrometal	Densidade	Coeficientes médios de dilatação (m/m.°C)	Pontos de transformação		
			Ac_1	Ac_3	M_I
E4130	7,8g/cm³	entre 20 e 100°C: 11,0 · 10^{-6} entre 20 e 700°C: 14,0 · 10^{-6}	740°C	800°C	350°C
E4140	7,8g/cm³	entre 20 e 100°C: 11,6 · 10^{-6} entre 20 e 700°C: 14,6 · 10^{-6}	725°C	800°C	275°C
E4340	7,8g/cm³	entre 20 e 100°C: 11,5 · 10^{-6} entre 20 e 700°C: 14,5 · 10^{-6}	730°C	770°C	315°C
E4145Q	7,8g/cm³	entre 20 e 100°C: 11,9 · 10^{-6} entre 20 e 700°C: 14,9 · 10^{-6}	750°C	795°C	345°C
E6580	7,8g/cm³	entre 20 e 100°C: 11,4 · 10^{-6} entre 20 e 600°C: 13,3 · 10^{-6}	760°C	810°C	350°C
E8640	7,8g/cm³	—	720°C	765°C	335°C

B.1.2 - Aços baixa liga para construção mecânica - aços para cementação ou carbonetação

B.1.2.1 - Características e emprego

A produção de camadas superficiais de elevada dureza é freqüentemente empregada visando aumentar a resistência ao desgaste e à fadiga. Melhor resistência a mossas, amassamentos e maior capacidade de receber polimento são outras características decorrentes destes tratamentos. Nos aços para cementação, estas características superficiais são aliadas a um núcleo de boa resistência e tenacidade, promovendo um balanço de propriedades adequado a diversas aplicações em construção mecânica, tais como engrenagens, balancins, eixos de comando etc. (ver item 6.7 e Tabela 6.6).

Os aços para cementação mais comuns têm teores de carbono da ordem de 0,20% e composição química balanceada para obter temperabilidade e tenacidade compatíveis com as aplicações a que se destinam.

B.1.2.2 - Exemplos típicos

Marca		Composição química diretriz						Aplicações específicas
Eletrometal	Equivalente	%C	%Si	%Mn	%Cr	%Ni	%Mo	
E4320	AISI 4320	0,20	0,25	0,55	0,50	1,80	0,25	Engrenagens, pinhões, coroas, capas de rolamentos.
E8620	AISI 8620	0,20	0,25	0,80	0,50	0,55	0,20	Engrenagens, eixos, eixos-árvore, cremalheiras, fusos, buchas, peças mecânicas diversas.
E6587	W.Nr.1.6587	0,17	0,30	0,50	1,65	1,55	0,30	Pinos de comando, pinhões, engrenagens.
E7131	W.Nr.1.7131	0,17	0,25	1,15	0,95	—	—	Pequenas engrenagens, eixos-árvore, articulações para eixos-cardã, peças de comando, roletes, capas de rolamentos. Peças estruturais.
E7147	W.Nr.1.7147	0,20	0,30	1,25	1,15	—	—	Peças cementadas, pinhões, engrenagens, eixos, parafusos etc. Pinos, buchas e peças diversas de veículos e máquinas em geral.
E9315	W.Nr.1.5752	0,16	0,25	0,55	1,20	3,25	0,11	Engrenagens, pinos, pinhões, eixos-árvores, eixos estriados, fusos, articulações de eixos-cardã etc.

B.1.2.3 - Processamento

O fluxograma típico de processamento para os aços para cementação é:

Deformação a quente → Resfriamento ao ar → Recozimento → Usinagem de desbaste → Cementação → Têmpera → Revenimento → Usinagem final

Os diferentes processos para cementação (cementação sólida, gasosa ou líquida), assim como suas vantagens e limitações, estão descritas no item 4.4.

A Tabela B.1.2.1 apresenta temperaturas típicas para o tratamento destes aços. Dados específicos para definição de processos industriais podem ser obtidos com a ELETROMETAL.

Marca Eletrometal	Deformação a quente	Recozimento	Cementação	Têmpera	Revenimento (conforme dureza desejada. Vide curvas de Rv)
E4320	Início: 1120°C Final: 900°C min	650/700°C Resfriamento lento	900/930°C Caixa, banho de sal ou gás	840/880°C Resfriamento em óleo	180°C min.
E8620	Início: 1120°C Final: 900°C min.	650/700°C Resfriamento lento	900/930°C Caixa, banho de sal ou gás	850/950°C Resfriamento em óleo	180°C min. Após cementação: 140/250°C
E6587	Início: 1120°C Final: 900°C min.	650/700°C Resfriamento lento	900/950°C Caixa, banho de sal ou gás	880/930°C Resfriamento em óleo	180°C min.
E7131	Início: 1120°C Final: 900°C min.	650/700°C Resfriamento lento	900/950°C Caixa, banho de sal ou gás	850/880°C Resfriamento em óleo	180°C min
E7147	Início: 1130°C Final: 930°C min.	900/950°C* Resfriamento lento	925°C min. Caixa, banho de sal ou gás	870/900°C Resfriamento em óleo ou água	150°C min.
E9315	Início: 1120°C Final: 900°C min.	825/850°C* Resfriamento lento	900/930°C Caixa, banho de sal ou gás	825/850°C Resfriamento em óleo	180°C min. Após cementação: 140/250°C

* Recozimento isotérmico pode ser aplicado.

Tabela B.1.2.1

B.1.2.4 - Resposta ao tratamento térmico

Teores de carbono na superfície na faixa de 0,85 a 1,00% são em geral especificados para estes aços, após cementação. Após têmpera e revenimento se obtém, normalmente, dureza superficial na faixa de 650 a 750HV. A espessura da camada cementada pode ser definida de diferentes formas, sendo a mais usual referida à distância da superfície para atingir determinada dureza, por exemplo, 50HRC.

Curvas Jominy e curvas de revenido são úteis para a estimativa das propriedades do núcleo, observadas as limitações discutidas para os aços para beneficiamento.

B.1.2.5 - Outras características típicas

Marca Eletrometal	Densidade	Coeficientes médios de dilatação (m/m.°C)	Pontos de transformação		
			Ac_1	Ac_3	M_i
E4320	7,8g/cm³	entre 20 e 100°C: $10,8 \cdot 10^{-6}$ entre 20 e 700°C: $13,3 \cdot 10^{-6}$	720°C	840°C	410°C
E8620	7,8g/cm³	entre 20 e 100°C: $11,6 \cdot 10^{-6}$ entre 20 e 700°C: $14,5 \cdot 10^{-6}$	745°C	855°C	460°C
E6587	7,85g/cm³	—	745°C	850°C	375°C
E7131	7,85g/cm³	—	750°C	855°C	470°C
E7147	7,8g/cm³	entre 20 e 100°C: $12,1 \cdot 10^{-6}$ entre 20 e 300°C: $13,5 \cdot 10^{-6}$	740°C	845°C	315°C
E9315	7,8g/cm³	entre 20 e 100°C: $12,2 \cdot 10^{-6}$ entre 20 e 200°C: $14,1 \cdot 10^{-6}$	690°C	800°C	420°C

B.1.3 - Aços baixa-liga para construção mecânica - aços para nitretação

B.1.3.1 - Características e emprego

Em contraste com a cementação, a dureza produzida pela nitretação não é decorrente de têmpera (transformação martensítica), e sim da formação de nitretos de elevada dureza (ver item 4.5). Assim, aços para nitretação, em geral, contêm elementos formadores de nitretos, como cromo e alumínio.

Como a nitretação se passa a temperaturas mais baixas (inferiores à temperatura eutectóide) que as empregadas para cementação, as camadas produzidas são de menor espessura. Além disto, distorção e trincas são muito raras neste processo.

De forma geral, as características dos aços nitretados são semelhantes àquelas descritas em B.1.2.1. As características mais notáveis dos aços nitretados são elevada resistência à fadiga e ao desgaste, especialmente por contacto metal-metal, e uma dureza superficial muito alta, mantida até cerca de 600°C.

Além de aplicações usuais em elementos de máquinas aproveitando as vantagens acima descritas, os aços nitretados encontram muita aplicação em peças de extrusoras e injetoras de plásticos.

B.1.3.2 - Exemplo típico

Marca		Composição química diretriz							Aplicações específicas
Eletrometal	Equivalente	%C	%Si	%Mn	%Cr	%Ni	%Mo	%Al	
E8550	W.Nr1.8550	0,35	0,30	0,55	1,65	1,00	0,20	1,05	Parafusos e camisas para injeção de plásticos. Componentes de extrusoras

B.1.3.3 - Processamento

O fluxograma típico de processamento para o aço E8550 é:

Deformação a quente → Resfriamento em meio isolante → Recozimento → Usinagem de desbaste → Têmpera → Revenimento → Usinagem final → Nitretação → Retífica final → Polimento.

A nitretação é realizada após beneficiamento, ao contrário da cementação. O revenimento deve ser, no mínimo, cerca de 30°C acima da temperatura prevista para a nitretação.

Os diferentes processos para nitretação, assim como suas vantagens e limitações, estão descritos no item 4.5.

A Tabela B.1.3.1 apresenta temperaturas típicas para o tratamento do aço E8550. Dados específicos para definição de processos industriais podem ser obtidos com a ELETROMETAL.

Para a maioria das aplicações, a chamada "camada branca" superficial proveniente da nitretação deve ser removida, por retífica.

Marca Eletrometal	Deformação a quente	Recozimento	Têmpera	Revenimento	Nitretação
E8550	Início: 1150°C Final: 900°C min.	650/700°C Resfriamento lento	850/900°C Resfriamento em óleo	580/660°C (Dureza 28/32HRC)	550/520°C (líquida ou gasosa)

Tabela B.1.3.1

Dependendo das propriedades desejadas do núcleo, os materiais para nitretação podem ser fornecidos já beneficiados (usualmente para 28/32HRC). Nestas condições, a usinagem não é difícil e a microestrutura é a adequada para a nitretação.

B.1.3.4 - Resposta ao tratamento térmico

Curvas Jominy e curvas de revenimento são úteis para a estimativa das propriedades do núcleo, observadas as limitações discutidas para os aços para beneficiamento.

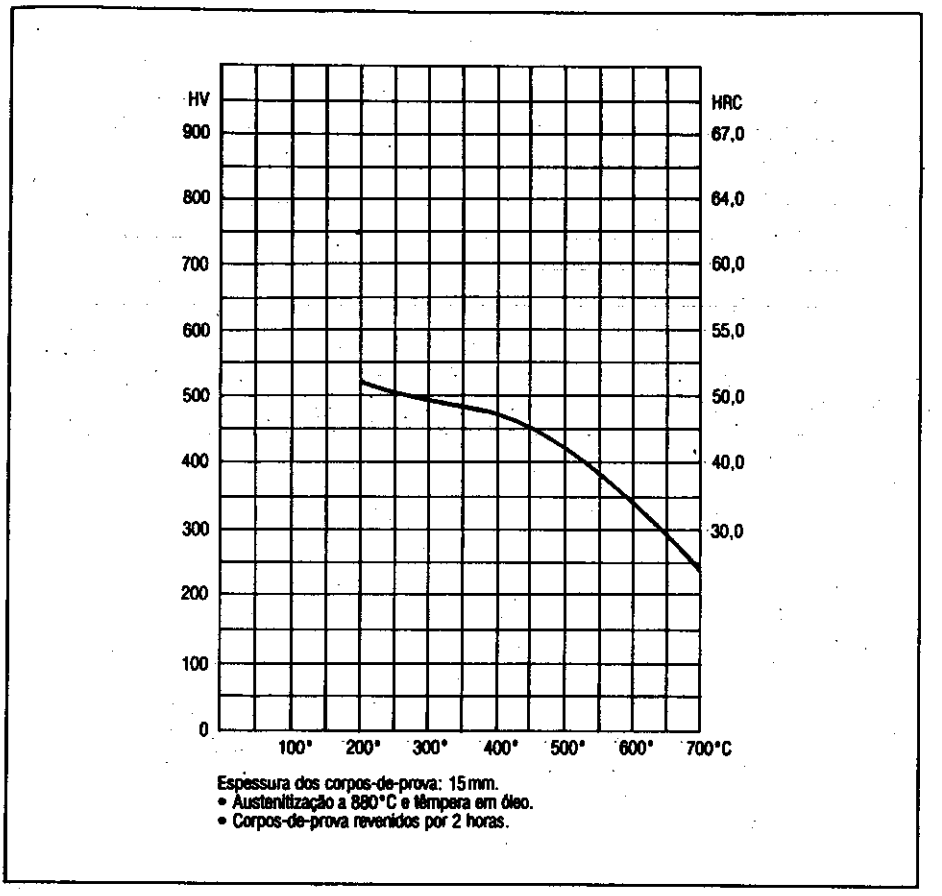


Fig. B.1.2.1 - Curva de Revenimento do Aço E8550.

B.1.3.5 - Outras características típicas

E8550 - Pontos de transformação Ac_1 = 785°C, Ac_3 = 865°C, M_I = 315°C.

B.2 - AÇOS PARA CONSTRUÇÃO MECÂNICA — AÇOS PARA ESTRUTURAS E VASOS DE PRESSÃO

B.2.1 - Características e emprego

As principais características importantes para aços estruturais foram vistas no item 6.3. Soldabilidade e propriedades mecânicas adequadas à temperatura de emprego são características essenciais.

Na seleção de aços para estruturas ou vasos de pressão a serem empregados a temperatura elevada, fatores adicionais devem ser levados em consideração. Em geral é dada preferência a materiais que não sofram deformação significativa por fluência à temperatura de emprego, com vistas à simplificação do projeto. Indicadores como custo por unidade de resistência à temperatura do projeto são especialmente úteis na seleção de materiais para estas aplicações, onde aços Cr-Mo encontram ampla aceitação.

Para aplicação a baixas temperaturas, uma das principais características a considerar é a tenacidade. Aços ligados ao Ni representam grande parte do consumo de material para baixa temperatura.

Outras famílias de aços como, por exemplo, aços austeníticos (ver item B.11) podem, evidentemente, ser empregadas.

B.8.2 - Exemplos típicos

Marca		Composição química diretriz						Aplicações típicas
Eletrometal	Equivalente	%C	%Cr	%Mo	%Ni	%Si	%Mn	
E1522	AISI1522 (W)StE 355	0,22% máx.	—	—	—	0,30%	1,25%	Aplicações desde temperaturas moderadamente baixas até cerca de 300°C
EF5	F5 (ASTM)*	0,15% máx.	5%	0,5%	—	<0,5%	0,4%	Aplicações a temperaturas elevadas.
EF9	F9 (ASTM)*	0,15% máx.	9%	1%	—	0,7%	0,4%	
EF11	F11 (ASTM)* 13 Cr Mo 44	0,15%	1,25%	0,5%	—	0,7%	0,5%	
EF22	F22 (ASTM)* 10 Cr Mo 910	0,15% máx.	2,25%	1%	—	<0,5%	0,4%	

* ASTM A 182

B.2.3 - Processamento

Os tratamentos térmicos previstos para estes aços incluem, usualmente: normalização; normalização + "revenimento" (especialmente aços ligados Cr+Mo); e têmpera + revenimento.

Para a construção de vasos de pressão os tratamentos térmicos requeridos ou permitidos são usualmente estabelecidos nos códigos aplicáveis.

O alívio de tensões pode ser requerido após operações de conformação a frio ou soldagem. Este tratamento pode afetar as propriedades do material, o que deve ser adequadamente considerado pelo projetista.

Dados específicos sobre processamento, para a definição de processos industriais dentro das faixas permitidas pelos códigos, podem ser obtidos com a ELETROMETAL.

B.2.4 - Características típicas

Os valores esperados de propriedades mecânicas podem ser obtidos das normas aplicáveis, como ASTM A182, A336, A541, por exemplo.

Valores de tensões admissíveis e outras características típicas para projeto podem ser obtidos, por exemplo, no Código ASME para Vasos de Pressão e Caldeiras.

B.3 - AÇOS BAIXA-LIGA PARA CONSTRUÇÃO MECÂNICA - AÇOS PARA USO AERONÁUTICO

B.3.1 - Características e emprego

Aços para uso aeronáutico devem atingir, sistematicamente e com confiabilidade, elevados níveis de propriedades como resistência mecânica, resistência à fadiga e tenacidade à fratura, principalmente. Para garantir o atendimento a estas propriedades, rigorosos requisitos quanto ao nível de elementos residuais, quantidade e tipo de inclusões (limpeza), e homogeneidade de composição e estrutura são estabelecidos, tornando indispensável o uso de processos de refusão, como ESR ou VAR (ver Capítulo 9).

B.3.2 - Exemplos típicos

Marca		Composição química diretriz								Aplicações específicas
Eletrometal	Equivalente	%C	%Si	%Mn	%Cr	%Ni	%Mo	%V	Outros	
E300M	AMS 6417	0,41	1,65	0,80	0,80	1,80	0,40	0,08	S ≤ 0,001%	Eixos, engrenagens, pinos, fusos, peças diversas de segurança, trens de pouso etc.
E4340A	AMS 6414	0,41	0,27	0,80	0,80	1,80	0,25	—	S ≤ 0,001%	Eixos, engrenagens, peças diversas de segurança.
E9310A	AMS 6260 AMS 6265	0,10	0,27	0,55	1,20	3,25	0,12	—	S ≤ 0,001%	Peças cementadas, engrenagens, pinos, pinhões, eixos-árvore, eixos estriados, fusos, cames etc.

B.3.3 - Processamento

O fluxograma de processamento dos aços para uso aeronáutico é essencialmente o mesmo aplicado aos aços para construção mecânica.

A principal diferença de processamento, com respeito aos aços para uso convencional, diz respeito ao revenimento aplicado ao material para uso aeronáutico. Neste caso, o revenimento é normalmente duplo, a temperaturas bastante mais baixas do que as usuais para aplicações convencionais (ver item 6.6.2.6).

O controle da descarbonetação superficial é sempre desejável. Portanto, nos aquecimentos para austenitização (recozimento, têmpera etc.) atmosfera controlada pode ser requerida.

B.3.4 - Resposta ao tratamento térmico

A Tabela B.3.1 apresenta propriedades obtidas após ciclos de tratamento usuais para aços para emprego aeronáutico. Naturalmente, as observações apresentadas nos itens B.1.1.4 e B.1.2.4 se aplicam. A definição de ciclos exatos para aplicações industriais deve ser feita utilizando dados mais precisos, que podem ser obtidos junto à ELETROMETAL.

Marca Eletrometal	Tratamento térmico	Propriedades típicas			
		RT (MPa)	LE (MPa)	A (4D)(%)	RA (%)
E300M	Normalização: 930°C/1 hora/resfr. ao ar Têmpera: 870°C/1 hora/resfr. em óleo Revenimentos: 300°C/2 horas/ar (duplo)	1862	1517	10	30
E4340A	Normalização: 900°C/1 hora/resfr. ao ar Têmpera: 815°C/1 hora/resfr. em óleo Revenimentos: 245°C/2 horas/ar (duplo)	1795	1495	10	30
E9310A	(c. prova Jominy) Normalização: 925°C Têmpera: 815°C	J41 = 1 máx. J32 = 6 máx.			

Tabela B.3.1 - Propriedades usuais de aços para uso aeronáutico.

B.4 - AÇOS FERRAMENTA PARA TRABALHO A FRIO

B.4.1 - Características e emprego

As principais séries de aços para trabalho a frio são, como visto no item 6.9.3.4, as séries D, O, A e W.

Os aços para trabalho a frio da série D (Die Steels) são de alto cromo e alto carbono, possuindo elevada resistência ao desgaste (associada à presença de carbonetos de cromo) e baixíssima distorção no trata-

mento térmico, sendo também chamados de aços "indeformáveis". O aço ED2 é o mais popular da série.

A série O (Oil Hardening) engloba os aços mais empregados em ferramentas, excluindo-se os aços carbono e aços rápidos. As principais características que os tornam importantes para a aplicação em ferramentas para trabalho a frio são: pequena deformação na têmpera, elevada dureza após têmpera, boa temperabilidade, baixa tendência a trincas em seções complexas e manutenção do gume cortante.

O aço O1, o mais comum da série, é caracterizado por teores baixos de Cr e V, aliados à adição de W.

A série A (Air Hardening) é caracterizada por teores de elementos de liga intermediários entre as séries D e O. Estes aços têm elevada temperabilidade, sendo temperáveis ao ar, mesmo em grandes seções. A distorção dos aços A é da ordem de 25% daquela dos aços da série O. Naturalmente, têm resistência ao desgaste intermediária entre as séries O e D.

A combinação de propriedades oferecidas pelos aços da série A, onde o EA2 é o mais usual, torna-os extremamente úteis em aplicações onde boa resistência a abrasão é necessária, aliada a excepcional tenacidade.

A série W (Water Hardening) é composta por aços carbono com pequenas adições de elementos de liga. Teores de carbono da ordem de 1% são típicos. São aços de baixa temperabilidade e baixo custo. Como regra geral, para qualquer aplicação é possível selecionar um aço de outra série com resultados superiores. Uma exceção notável são matrizes para formar cabeças de parafusos a frio, onde a combinação de superfície dura e núcleo tenaz obtida com aços W é insuperável.

B.4.2 - Exemplos típicos

Marca		Composição química diretriz						Aplicações específicas
Eletrometal	Equivalente	%C	%Cr	%Mo	%V	%W	%Nb	
ED2	AISI D2	1,50	12,0	1,00	1,00	—	—	Matrizes para corte, estampagem e embutimento. Pentes para laminação de roscas; punções, calibres, mandris, lâminas para corte a frio, fieiras para trefilação.
ED3	AISI D3	2,00	12,5	—	0,20	—	—	Matrizes para corte, estampagem e embutimento. Punções e matrizes com gravações profundas, para forjamento a frio. Facas para tesouras, fieiras para trefilação, pentes para laminar roscas. Ferramentas para madeira. Instrumentos de medição.
ED6	AISI D6	2,00	12,5	—	0,07	1,00	0,15	Matrizes para corte, estampagem e embutimento, punções de alta solicitação, facas para tesouras de alto rendimento, pentes para laminação de roscas, fieiras para trefilação, fresas, brochas, moldes para prensagem de cerâmicos, ferramentas para prensas de extrusão, facas para corte de chapas siliciosas.
EO1	AISI O1	0,95	0,50	—	0,20	0,50	—	Ferramentas para corte em geral, machos, cossinetes, fresas, brochas, punções, facas para corte de papel etc. Ferramentas para madeira. Matrizes para embutimento, cunhagem e extrusão. Moldes para plásticos, porcelana e fundição (Zn, Pb e Sn). Pentes para laminar roscas. Instrumentos de medição.
EW2	AISI W2	1,00	—	—	—	—	0,20	Punções e matrizes para trabalho a frio. Pistões de martelo pneumáticos, tarraxas, fieiras, verrumas, ferramentas para madeira. Matrizes de estampo para cabeças de parafusos.
EA2	AISI A2	1,00	5,15	1,15	0,30	—	—	Matrizes pesadas e de formas complexas; punções, pentes para laminação de roscas; mandris e ferramentas de rebarbação; cálibres; fieiras.

B.4.3 - Processamento

O fluxograma típico de processamento para os aços para trabalho a frio é:

Deformação a quente → Resfriamento em meio isolante → Recozimento → Usinagem de desbaste → Alívio de tensões 620/680°C → Pré-aquecimento 550/700°C → Têmpera → Revenimentos múltiplos → Usinagem final

B.4.3.1 - FORJAMENTO

Os aços das séries A e D têm baixa condutividade térmica, devido principalmente ao elevado teor de cromo. Este fato, aliado à elevada resistência mecânica, mesmo a temperatura elevada, os coloca entre os aços ferramenta mais difíceis de forjar. Além do pré-aquecimento recomendado para todos os aços desta família, requerem tempos de aquecimento longos.

Devido à elevada temperabilidade dos aços das séries A e D, o resfriamento de peças simples pode ser feito em meio isolante, enquanto que peças complexas devem ser resfriadas em forno auxiliar.

Os aços da série O aceitam resfriamento ao ar, após forjamento, enquanto que os cuidados com os aços da série W são essencialmente os mesmos aplicados a um aço carbono equivalente.

Em todos os casos, após o forjamento as peças devem ser recozidas.

B.4.3.2 - RECOZIMENTO

Após forjamento ou antes de realizar nova têmpera, os aços para trabalho a frio devem ser recozidos. Para minimizar a formação de carepa e carbonetação ou descarbonetação, devem ser empregados fornos de atmosfera controlada ou meios de empacotamento neutros.

Velocidades de resfriamento inferiores a 10°C/h para o aço O1 e a 30°C/h para os aços W são recomendadas no recozimento. Para os aços das séries A e D, em vista da elevada temperabilidade, a realização de recozimento isotérmico é mais favorável.

B.4.3.3 - TÊMPERA

É essencial que o aquecimento para austenitização seja lento e uniforme, especialmente se os melhores resultados com relação à precisão dimensional são desejados. O pré-aquecimento é,portanto, altamente recomendado para as séries A, D e O.

A proteção superficial é essencial, especialmente para os aços das séries A, D e O. Fornos de atmosfera controlada ou banho de sal são recomendados, podendo, alternativamente, ser empregado empacotamento em meio neutro.

Os aços da série A são normalmente temperados ao ar, mas a martêmpera pode ser vantajosa (ver Capítulo 4). Os aços ED3 e ED6, assim como os aços da série O são, normalmente, temperados em óleo, enquanto que o ED2 pode ser temperado ao ar. A têmpera dos

aços da série W é realizada em água ou salmoura, exceto para peças de dimensões muito reduzidas, que podem ser temperadas em óleo.

A quantidade de carbono e elementos de liga dissolvidos na austenita dependerá do tempo e temperatura de austenitização empregados. Como a temperabilidade e as temperaturas M_I e M_F dependem da composição química da austenita, implicações importantes devem ser consideradas no tratamento destes aços. Para peças grandes, por exemplo, em que longos tempos de austenitização são requeridos, deve-se preferir temperaturas de austenitização mais baixas, evitando a formação excessiva de austenita retida após têmpera.

Em caso de necessidade de nova têmpera, esta deve ser precedida de um recozimento.

B.4.3.4 - REVENIMENTO

Devido à possibilidade de ocorrência de austenita retida, revenimentos múltiplos são essenciais para estes aços.

Pelo mesmo motivo, processos de estabilização sub-zero podem também conduzir a excelentes resultados, especialmente quando o máximo de estabilidade dimensional e microestrutural é desejado.

A Tabela B.4.1 apresenta temperaturas típicas para o tratamento destes aços. Dados específicos para a definição de processos industriais podem ser obtidos com a ELETROMETAL.

Marca Eletrometal	Deformação a quente	Recozimento	Têmpera	Revenimentos (conforme dureza desejada. Vide curvas de Rv)
ED2	Início: 1100°C Final: 950°C min	800/840°C Resfriamento lento	980/1020°C Resfriamento ao ar*	450/540°C
ED3	Início: 1100°C Final: 930°C min.	845/900°C Resfriamento lento	930/980°C Resfriamento em óleo	~500°C → 52HRC (menor variação dimensional)
ED6	Início: 1050°C Final: 900°C min.	840/860°C Resfriamento lento	930/980°C Resfriamento em óleo, ar ou banho de sal	Vide curva de Ry Fig. B.4.1
EO1	Início: 1100°C Final: 900°C min.	760/790°C Resfriamento lento	790/845°C Resfriamento em óleo	180/300°C (evitar faixa 320/400°C)
EW2	Início: 1120°C Final: 900°C min.	740/790°C Resfriamento lento	780/815°C Resfriamento em água	180°C min., por 2 horas, min.
EA2	Início: 1100°C Final: 930°C min.	850/880°C Resfriamento no forno até 500°C, e então ao ar	950/980°C Resfriamento ao ar*	200°C → dureza máx. (~ 60HRC) 500°C → boa tenacidade

* Têmpera em óleo pode ser empregada para peças grandes.

Tabela B.4.1: Temperaturas típicas de tratamento de aços para trabalho a frio.

B.P.G.E.

Como em todos os aços hipereutectóides, a resposta ao tratamento térmico é excepcionalmente influenciada pelas condições de austenitização, que definem a quantidade de carbono e elementos de liga dissolvidos na austenita e presentes sob a forma de carbonetos, além, evidentemente, do tamanho de grão austenítico.

Assim, a temperabilidade, quantidade de austenita retida e comportamento no revenimento, (e, conseqüentemente, as propriedades da ferramenta) são fundamentalmente alterados pelos parâmetros de austenitização.

Observadas estas limitações, informações como dureza e seu comportamento no revenimento podem ser obtidas de curvas de revenimento, como exemplificado na Fig. B.4.1.

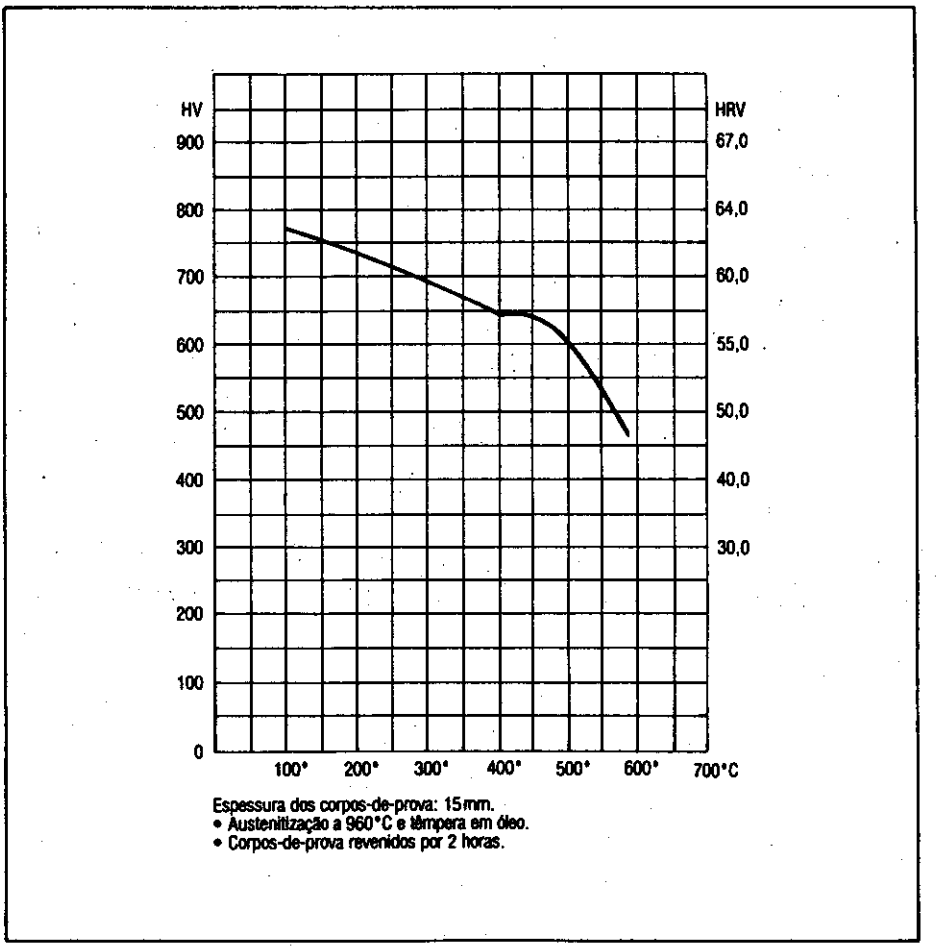


Fig. B.4.1 - Curva de revenimento do Aço ED6.

B.4.5 - Outras propriedades típicas

Marca Eletrometal	Densidade	Coeficientes médios de dilatação (m/m°C)	Pontos de transformação*		
			Ac_1	Ac_2	M_I
ED2	7,7g/cm³	entre 20 e 200°C: 10,4 · 10^{-6} entre 20 e 600°C: 11,7 · 10^{-6}	830°C	860°C	190°C
ED3	7,7g/cm³	entre 20 e 100°C: 11,7 · 10^{-6} entre 20 e 500°C: 14,5 · 10^{-6}	830°C	860°C	180°C
ED6	7,6g/cm³	—	815°C	865°C	145°C
EO1	7,85g/cm³	entre 40 e 260°C: 10,8 · 10^{-6} entre 40 e 650°C: 14,4 · 10^{-6}	745°C	785°C	140°C
EW2	7,9g/cm³	entre 20 e 200°C: 11,6 · 10^{-6} entre 20 e 600°C: 14,4 · 10^{-6}	735°C	765°C	—
EA2	7,8g/cm³	entre 20 e 200°C: 12,2 · 10^{-6} entre 20 e 600°C: 14,1 · 10^{-6}	780°C	820°C	235°C

B.5 - AÇOS FERRAMENTA PARA TRABALHO A QUENTE

B.5.1 - Características e emprego

Os principais aços para trabalho a quente foram apresentados no item 6.9.3.5, e estão listados na tabela do item B.5.2, abaixo.

O EH11 é o protótipo da série H, e foi desenvolvido, inicialmente, para fundição de ligas de alumínio. Assim, os requisitos iniciais para estes aços eram: têmpera ao ar com baixa distorção, resistência à fadiga térmica, resistência à ação do metal fundido, pouca formação de carepa no resfriamento ao ar, e custo razoável (teor de elementos de liga controlado).

A característica notável da série H é sua tenacidade. Apesar de sua dureza a quente ser algo inferior à dos aços mais ligados desta família, sua ótima resistência ao choque torna estes aços preferíveis em grande parte das aplicações, especialmente quando for necessário resfriar as matrizes durante o uso, com água ou outro meio.

Aplicações típicas incluem:

— Moldes para fundição sob pressão de metais não-ferrosos (Al, Zn, Mg)
— Matrizes e punções para trabalho a quente
— Lâminas para corte a quente
— Moldes para plásticos
— Peças estruturais de Ultra-Alta Resistência (H11-13)

Os aços de resistência ao choque mais elevada desta família são também empregados em operações de trabalho a frio, onde tenacidade é o fator fundamental, na forma de:

— Lâminas para cinzalhamento pesado
— Matrizes para cunhagem
— Ferramentas pneumáticas

Os aços da norma DIN (W.Nr. 1.2714 e 1.2721), ligados ao níquel, são particularmente indicados para matrizes de martelos de queda e aplicações onde gravações profundas são necessárias.

B.5.2 - Exemplos típicos

Marca		Composição química diretriz					Aplicações específicas
Eletrometal	Equivalente	%C	%Cr	%Mo	%V	Outros	
E2365	AISI H10 W. Nr.1.2365	0,35	3,00	2,80	0,55	—	Matrizes para trabalho a até 550°C. Ferramentas para prensas de extrusão de tubos e tarugos. Moldes para plásticos. Facas para corte a quente. Ferramentas para fundição sob pressão de não-ferrosos.
EH11	AISI H11	0,40	5,25	1,30	0,40	—	Punções e matrizes para prensas de extrusão e forjamento a quente, moldes para fundição sob pressão de ligas leves, ferramentas para fabricação de parafusos, para rebites etc. (cossinetes, machos, tesouras). Componentes estruturais para mísseis e uso aeronáutico.
EH12	AISI H12	0,40	5,30	1,45	0,25	W = 1,30	Buchas, pistões e camisas para prensas de extrusão, matrizes de prensas para forjamento e estampagem a quente, tesouras, punções, mandris e facas para trabalho a quente. Moldes para plásticos e para fundição sob pressão de não ferrosos.
EH13	AISI H13	0,40	5,25	1,40	0,90	—	Buchas, pistões e camisas para prensas de extrusão. Matrizes para forjamento e estampagem a quente. Moldes para fundição sob pressão de não-ferrosos (Al, Zn, Mg). Facas para corte a quente. Moldes para plásticos. Matrizes refrigeradas com água.
EH20	AISI H20	0,30	2,65	—	0,35	W = 8,50	Matrizes, fixadores de rebites a quente, componentes para prensas de extrusão a quente de não-metálicos. Tesouras para corte a quente, mandris para fabricação de molas.
E2714	W.Nr.1.2714 AISI 6F3	0,55	1,10	0,50	0,10	Ni = 1,65	Especialmente indicado para matrizes para forjamento em martelos e matrizes com gravações profundas. Também usado para lâminas de corte e componentes de prensa para extrusão de alumínio.
E2721	W.Nr.1.2721	0,52	1,05	0,30	—	Ni = 3,25	Matrizes de forjamento de gravuras rasas, matrizes e punções para furação de chapas, bigornas, para martelos de forjamento. Para trabalho a frio, pode ser usado como matriz de todos os tipos, ou para lâminas de corte, facas para rebarbagem e corte de tarugos.

B.5.3 - Processamento

O fluxograma típico de processamento para os aços-ferramenta para trabalho a frio é:

Deformação a quente → Resfriamento em meio isolante → Recozimento → Usinagem de desbaste → Alívio de tensões: 650/700°C → Pré-aquecimento: 700/750°C → Têmpera → Revenimento (duplo) → Usinagem final → Pré-aquecimento da ferramenta antes da utilização.

B.5.3.1 - DEFORMAÇÃO A QUENTE

Devido a teor de carbono e elementos de liga relativamente baixos, esta família constitui um dos grupos de aços ferramenta de mais fácil forjamento.

O pré-aquecimento é recomendado para peças grandes.

Além disto, como estes aços têm elevada temperabilidade, o resfriamento após forjamento deve ser controlado, em forno ou em meio isolante.

B.5.3.2 - NORMALIZAÇÃO

Apesar de aços que temperam ao ar não serem normalizados, este tratamento foi empregado no aço H11, para melhorar a dutilidade transversal de grandes forjados. (Roberts, G. A., Hamaker, Jr., J. C., US Pat 2893902).

B.5.3.3 - RECOZIMENTO

Normalmente se utiliza meio protetor neutro contra carbonetação ou descarbonetação superficial. O resfriamento deve ser no máximo de 25°C/h até 500°C, podendo ser mais rápido abaixo desta temperatura.

B.5.3.4 - TÊMPERA

Em praticamente todos os casos, os aços da série H e o E2365 são temperados ao ar. Têmpera ao ar pode ser aplicada, também, a peças de pequenas dimensões dos aços E2714 e E2721, ao invés da têmpera em óleo usualmente empregada.

A temperatura de austenitização para têmpera deve ser ajustada dentro da faixa recomendada, considerando a temperabilidade necessária, em função do meio de têmpera e dimensões da peça.

Carbonetação ou descarbonetação têm grande efeito na resistência à fadiga térmica da superfície das ferramentas, devendo ser evitadas. Recomenda-se o aquecimento em forno de atmosfera controlada ou em banho de sal (com pré-aquecimento) ou em meio de empacotamento neutro.

B.5.3.5 - REVENIMENTO

Os aços da série H são geralmente revenidos para 44-50 RC. Quando condições extremas de choque ou pressão estão presentes, esta faixa é reduzida para 40-44 RC. Para aplicações a frio, durezas mais

vadas podem ser desejadas (55-57 RC), enquanto que para matrizes grandes, em E2714, convém limitar a dureza a 37-42 RC.

Revenidos múltiplos (duplo, no mínimo) são recomendados para estes aços, para garantir o máximo de tenacidade e estabilidade microestrutural.

O emprego de tratamento sub-zero após alívio de tensões pode conduzir a bons resultados, através de transformação da austenita retida.

A Tabela B.5.1 apresenta temperaturas típicas para o tratamento destes aços. Dados específicos para definição de processos industriais podem ser obtidos com a ELETROMETAL.

Marca Eletrometal	Deformação a quente	Recozimento	Têmpera	Revenimento (conforme a dureza desejada. Vide curvas de Rv)
E2365	Início: 1150°C Final: 950°C min.	870/900°C Resfriamento lento	1000/1030°C Resfriamento em óleo ou ar	400/550°C
EH11	Início: 1150°C Final: 950°C min.	830/870°C Resfriamento lento	980/1030°C Resfriamento ao ar*	1º Rv: 550°C 2º Rv: 550/650°C
EH12	Início: 1150°C Final: 950°C min.	840/870°C Resfriamento lento	980/1050°C Resfriamento ao ar*	1º Rv: 550°C 2º Rv: 580/650°C
EH13	Início: 1150°C Final: 950°C min.	845/870°C Resfriamento lento	1010/1025°C Resfriamento ao ar*	500/650°C
EH20	Início: 1150°C Final: 950°C min.	760/800°C Resfriamento lento	1150/1175°C Resfriamento ao ar*	~550°C
E2714	Início: 1150°C Final: 900°C min.	670/710°C Resfriamento lento	840/870°C Resfriamento em óleo ou ar	200°C, mínimo
E2721	Início: 1150°C Final: 900°C min.	660/680°C Resfriamento lento	840/870°C Resfriamento em óleo ou ar	200/400°C

* Têmpera em óleo pode ser empregada para peças grandes.

Tabela B.5.1 - Temperaturas típicas de tratamento de aços para trabalho a quente.

B.5.4 - Resposta ao tratamento térmico

A dureza superficial de peças produzidas a partir destes aços pode ser estimada a partir de curvas de revenimento, como mostra o exemplo da Fig. B.5.1. É importante observar que o comportamento destes aços, na têmpera e revenimento dependerá, sensivelmente, da quantidade de carbonetos dissolvidos, tamanho de grão etc. Assim, variações no ciclo de têmpera podem alterar substancialmente a distribuição de dureza no estado revenido, em relação ao exemplo da Fig. B.5.1.

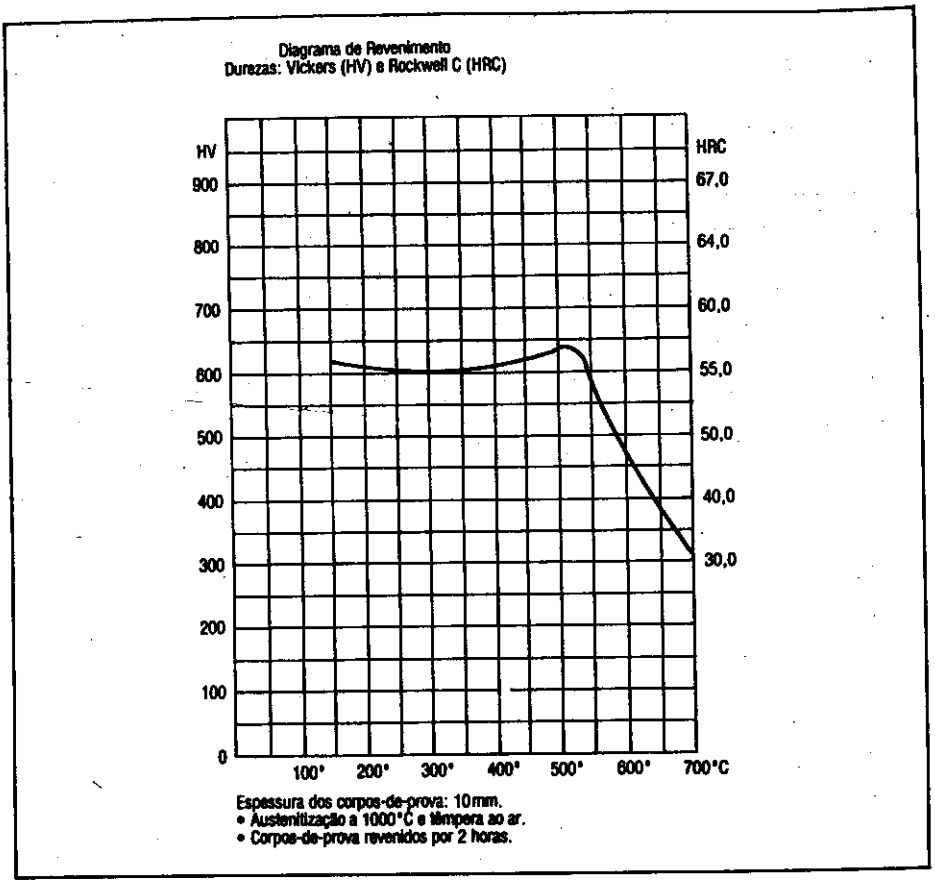


Fig. B.5.1 - Curva de Revenimento do Aço EH12.

B.5.5 - Outras características típicas

Marca Eletrometal	Densidade	Coeficientes médios de dilatação (m/m°C)	Pontos de transformação		
			Ac_1	Ac_3	M_s
E2365	7,8g/cm³	entre 20 e 200°C: $11,8 \cdot 10^{-6}$ entre 20 e 600°C: $13,6 \cdot 10^{-6}$	825°C	890°C	355°C
EH11	7,7g/cm³	entre 20 e 200°C: $12,0 \cdot 10^{-6}$ entre 20 e 600°C: $13,2 \cdot 10^{-6}$	840°C	900°C	280°C
EH12	7,9g/cm³	entre 20 e 200°C: $11,0 \cdot 10^{-6}$ entre 20 e 600°C: $12,5 \cdot 10^{-6}$	840°C	890°C	305°C
EH13	7,75g/cm³	entre 20 e 100°C: $13,2 \cdot 10^{-6}$ entre 20 e 425°C: $14,5 \cdot 10^{-6}$	850°C	930°C	340°C
EH20	8,2g/cm³	entre 20 e 200°C: $10,8 \cdot 10^{-6}$ entre 20 e 700°C: $12,9 \cdot 10^{-6}$	835°C	965°C	465°C
E2714	7,8g/cm³	entre 20 e 200°C: $12,3 \cdot 10^{-6}$ entre 20 e 600°C: $13,9 \cdot 10^{-6}$	730°C	770°C	260°C
E2721	7,85g/cm³	—	700°C	775°C	280°C

B.6 - AÇOS RÁPIDOS

B.6.1 - Características e emprego

Aços rápidos são usados, principalmente, para a fabricação de ferramentas de corte.

Como visto no item 6.9.3.6, estes aços têm muitas características metalúrgicas importantes em comum, apesar da grande diversidade de composições químicas empregadas.

A característica mais importante comum aos aços rápidos é a capacidade de manter dureza elevada a altas temperaturas, normalmente superior a 58 RC a 550°C e a 55 RC a 600°C.

Outras características importantes são resistência ao desgaste e abrasão, estabilidade dimensional e boa tenacidade.

Os aços rápidos são aplicados para a fabricação de ferramentas de usinagem de materiais de média e alta resistência, lâminas de serra para corte de metais, cilindros para laminação de roscas etc.

B.6.2 - Exemplos típicos

Marca		Composição química diretriz						Aplicações específicas
Eletrometal	Equivalente	%C	%Cr	%Mo	%V	%W	%Co	
EM2	AISI M2	0,97	4,10	5,00	1,95	6,15	—	Ferramentas de corte para tornos, plainas, mandrilhadoras etc. Brocas (Aço EM2B), brochas, fresas, machos, facas rotativas, lâminas de serra para metais, cilindros para laminação de roscas.
EM35	AISI M35	0,90	4,20	5,10	2,00	6,30	5,00	Ferramentas para usinagem em materiais de alta resistência. Fresas e brocas especiais de alta solicitação, ferramentas em geral com qualquer tipo de perfil.

B.6.3 - Processamento

O fluxograma típico de processamento para os aços rápidos é:

Deformação a quente → Resfriamento controlado → Recozimento → Usinagem de desbaste → Alívio de tensões: 750°C → Têmpera ou martêmpera → Alívio de tensões: 150°C (opcional) → Estabilização sub-zero (opcional) → Revenimentos (duplo, no mínimo) → Usinagem final → Nitretação (opcional) → Retífica final.

B.6.3.1 - PRÉ-AQUECIMENTO

O pré-aquecimento é sempre recomendado para aços rápidos. Além de evitar choques térmicos e reduzir as tensões associadas à

transformação, o pré-aquecimento diminui o tempo requerido a alta temperatura, reduzindo as chances de descarbonetação. Para tratamento em banho de sal, o emprego de duas etapas de pré-aquecimento é recomendado, para reduzir o risco de trincamento.

B.6.3.2 - FORJAMENTO

Os aços rápidos devem ser recozidos antes do forjamento. A faixa de temperatura para conformação a quente é estreita, requerendo controle cuidadoso do processo.

Peças pequenas podem esfriar em material isolante; para peças grandes, entretanto, resfriamento em forno auxiliar é recomendado.

B.6.3.3 - RECOZIMENTO

Mesmo com o aço EM2, um dos mais resistentes à descarbonetação dentre os aços rápidos, é necessário o uso de atmosfera controlada ou empacotamento. Como taxas de resfriamento inferiores a 10°C/h são requeridas para o recozimento, em função da elevada temperabilidade destes aços, o recozimento isotérmico pode ser aplicado com vantagem.

B.6.3.4 - TÊMPERA

A têmpera deve ser sempre precedida de recozimento. A faixa de temperaturas para austenitização destes aços é relativamente ampla, dependendo das dimensões da ferramenta, taxa de aquecimento, propriedades desejadas etc. Naturalmente, as condições de austenitização definirão a quantidade de carbono e elementos de liga em solução e, conseqüentemente, os resultados da têmpera.

A martêmpera pode ser aplicada com sucesso ao EM2.

O resfriamento para têmpera pode ser ao óleo, ao ar ou em banho de sal ou chumbo.

B.6.3.5 - REVENIMENTO

O revenimento deve ser iniciado logo após a têmpera. Revenimentos múltiplos são essenciais, em vista da ocorrência de austenita retida. Também tratamentos sub-zero podem ser aplicados com sucesso.

B.6.3.6 - NITRETAÇÃO

Os aços rápidos nitretados adquirem excepcional dureza superficial e resistência à corrosão. A nitretação líquida é recomendada.

A Tabela B.6.1 apresenta temperaturas típicas para o tratamento destes aços. Dados específicos para a definição de processos industriais podem ser obtidos com a ELETROMETAL.

Marca Eletrometal	Deformação a quente	Recozimento	Têmpera	Revenimento (conforme a dureza desejada. Vide curvas de Rv)
EM2	Início: 1120°C Final: 950°C min	850/900°C Resfriamento lento	1180/1220°C Pré-aquecimento a 550°C e 850°C Resfriamento em óleo	550/600°C → dureza e tenacidade elevadas
EM35	Início: 1120°C Final: 950°C min.	790/860°C Resfriamento no forno até 600°C, e então ao ar	1210/1250°C Pré-aquecimento a 850°C e 1050°C Resfriamento em óleo	550/600°C → dureza e tenacidade elevadas

Tabela B.6.1 - Temperaturas típicas de tratamento de aços rápidos.

B.6.4 - Resposta ao tratamento térmico

Como em todos os aços hipereutetóides, a resposta ao tratamento térmico é excepcionalmente influenciada pelas condições de austeni-

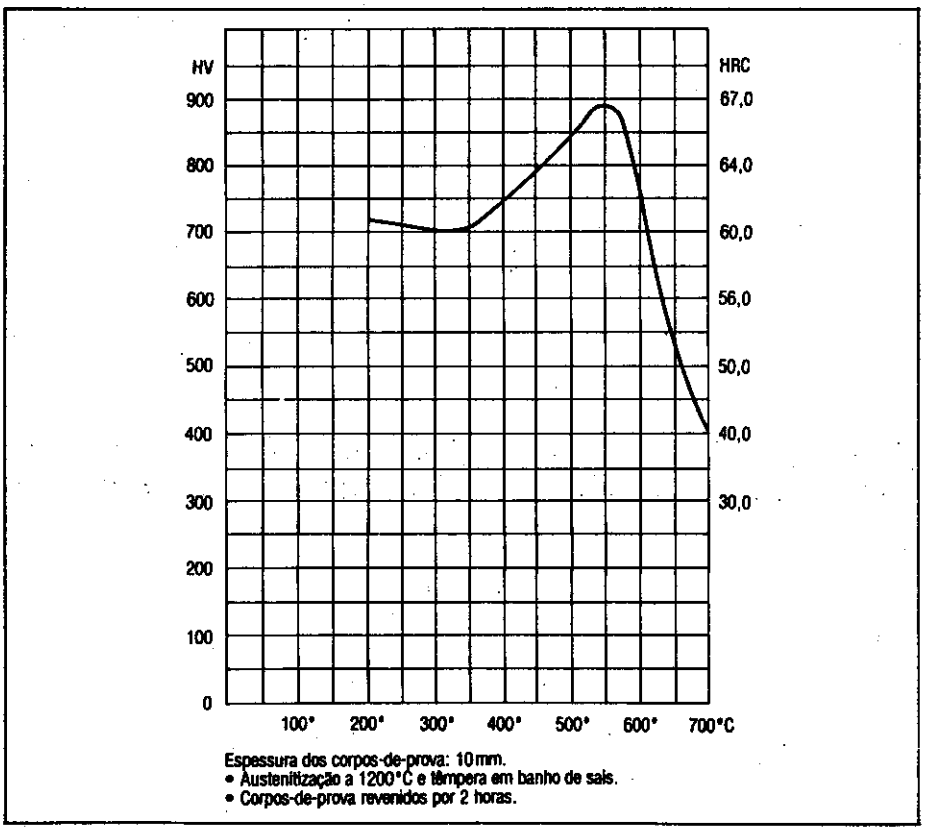


Fig. B.6.1 - Curva de revenimento do Aço EM2.

tização, que definem a quantidade de carbono e elementos de liga dissolvidos na austenita e presentes sob a forma de carbonetos, além, evidentemente, do tamanho de grão austenítico.

Assim, a temperabilidade, quantidade de austenita retida e comportamento no revenimento, e, conseqüentemente, as propriedades da ferramenta, são fundamentalmente afetados pelos parâmetros de austenitização.

Observadas estas limitações, informações como dureza e seu comportamento no revenimento podem ser obtidas de curvas de revenimento, como exemplificado na Fig. B.6.1.

B.6.5 - Outras características típicas

Marca Eletrometal	Densidade	Coeficientes médios de dilatação (m/m°C)	Durezas indicadas: [HRC]
EM2	8,6g/cm^3	entre 20 e 100°C: 5,58 · 10^{-6} entre 20 e 400°C: 6,63 · 10^{-6}	Brocas, machos, tarrachas, alargadores: 63/65 Ferramentas para torno, plaina; frezas, brochas: 64/66
EM35	8,2g/cm^3	—	Ferramentas para madeira: 62/64 Punções e matrizes para cizalhamento: 58/60

B.7 - AÇOS PARA MOLDES DE PLÁSTICOS

B.7.1 - Características e emprego

Vários tipos de aços são empregados para a fabricação de moldes para a indústria de plásticos ou para a fundição de ligas de baixo ponto de fusão. Além dos aços da série P, é comum o uso de aços inoxidáveis martensíticos nestas aplicações. Aços ferramenta de outras séries (como aços para trabalho a frio ou para trabalho a quente) também podem ser utilizados.

As principais características requeridas dos aços para moldes foram descritas no item 6.9.3.3.

Em conseqüência do processo de refusão (ESR ou VAR, vide Capítulo 9) a que são submetidos, o EP20 ISO e o E420MP apresentam elevada homogeneidade e pequena quantidade de inclusões, com morfologia e constituição adequadas para permitir o elevado grau de polimento essencial a esta aplicação.

Tanto o EP20 quanto o E420MP são aços de alta temperabilidade, que apresentam pouca distorção na têmpera.

Para aplicações em que a cavidade é de usinagem relativamente simples, deve-se considerar a possibilidade de utilizar aços já beneficiados. Deste modo os riscos de trinca, distorção e oxidação, associados ao tratamento térmico, são eliminados. Beneficiamento prévio para 26-34 HRC é usual, especialmente para moldes de injeção. O limite para este tipo de emprego é normalmente associado à capacidade de usinagem, especialmente considerando a boa temperabilidade destes aços.

Além de existirem aços da série P destinados especificamente a cementação, o EP20 pode ser cementado ou nitretado quando maior dureza superficial e melhor resistência a desgaste, oxidação e erosão são desejadas.

B.7.2 - Exemplos típicos

Marca		Composição química diretriz						Aplicações específicas
Eletrometal	Equivalente	%C	%Si	%Mn	%Cr	%Ni	%Mo	
EP20	AISI P20	0,35	0,30	0,80	1,80	1,00	0,25	Moldes para injeção de plásticos. Matrizes para extrusão de plásticos. Moldes para injeção de acrílico, polietileno, acetato de celulose, nylon, PVC etc. Moldes para fundição sob pressão de ligas com baixo ponto de fusão. (Zn, Pb, Sn etc).
E420MP	AISI 420	0,38	1,00 máx.	1,00 máx.	13,0	—	—	Parafusos injetores de materiais plásticos. Moldes para injeção ou compressão de plásticos. Moldes para a indústria de vidros (inclusive lentes para óculos).

B.7.3 - Processamento

O processamento do E420MP deve seguir, de forma geral, as recomendações adotadas para os aços inoxidáveis martensíticos.

O fluxograma típico do processamento para aços para moldes de plásticos é:

Deformação a quente → Resfriamento controlado → Recozimento → usinagem de desbaste → Alívio de tensões → Têmpera (ou martêmpera) → Revenimento (duplo, no mínimo) → Usinagem final → Polimento.

B.7.3.1 - RECOZIMENTO

O recozimento é essencial antes de nova têmpera, devendo-se empregar atmosfera protetora ou empacotamento.

No caso de emprego de empacotamento, é necessário proteger as superfícies já usinadas contra riscos.

B.7.3.2 - TÊMPERA

O aquecimento para a têmpera deve englobar uma etapa de pré-aquecimento, e deve ser feito em atmosfera controlada, banho de sal ou vácuo. O resfriamento deve ser feito em óleo morno, seguindo-se imediatamente o revenimento.

B.7.3.3 - REVENIMENTO

Recomenda-se, no mínimo, revenimento duplo.

B.7.3.4 - ALÍVIO DE TENSÕES

Após a usinagem de desbaste, normalmente é conveniente executar um alívio de tensões. Para material ainda não beneficiado, recomenda-se 550°C para o alívio do EP20, e 650°C para o E420. No caso de material já beneficiado, o alívio deve ser cerca de 50°C abaixo da temperatura de revenimento, e é essencial para prevenir a ocorrência de trincas ou distorção durante o polimento.

Em função das solicitações alternadas e ciclos térmicos durante o uso, estes aços são sujeitos a falhas por fadiga. Polimento leve, seguido de alívio de tensões, após uma grande etapa de produção, pode evitar a ocorrência de falha por fadiga.

B.7.3.5 - POLIMENTO

Estes aços apresentam excelente resposta ao polimento. Além dos cuidados inerentes à operação de polimento, como controle da pressão, velocidade etc., o tratamento térmico adequado, controlando a quantidade de austenita retida e carbonetos em contornos de grão, é essencial para se atingir um polimento adequado.

A Tabela B.7.1 apresenta temperaturas típicas para o tratamento destes aços. Dados específicos para definição de processos industriais podem ser obtidos com a ELETROMETAL.

Marca Eletrometal	Deformação a quente	Recozimento	Têmpera	Revenimento (conforme Dureza desejada, ver curvas de Rv)
EP20	Início: 1130°C Final: 930°C min.	760/815°C Resfriamento no forno até 540°C, e então ao ar	840/890°C Resfriamento em óleo	Vide curva de Rv abaixo
E420MP	Início: 1120°C Final: 900°C min	780/850°C Resfriamento no forno até 650°C, e então ao ar	1000/1050°C Resfriamento em óleo, ou ao ar para peças delicadas	240/270°C → Dureza e tenacidade elevadas

Tabela B.7.1 - Temperaturas típicas de tratamento de ação para moldes de plásticos

B.7.4. Resposta ao tratamento térmico

A dureza superficial de peças produzidas a partir destes aços pode ser estimada a partir de curvas de revenido, como mostra o exemplo

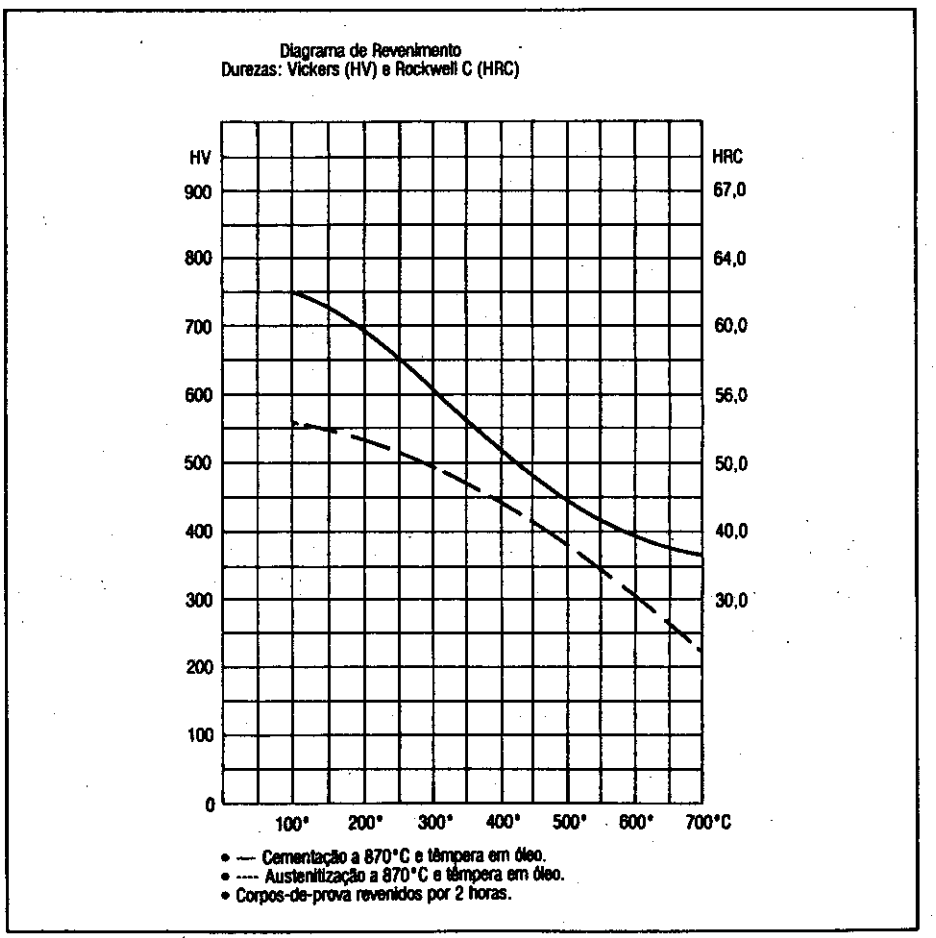


Fig. B.7.1 - Curva de revenimento do Aço EP20.

da Fig. B.7.1. Em vista da alta temperabilidade destes aços, a dureza da superfície não difere muito daquela no núcleo, para as seções comumente usadas.

B.7.5 - Outras características típicas

Marca Eletrometal	Densidade	Coeficientes médios de dilatação (m/m.°C)	Pontos de transformação		
			Ac_1	Ac_3	M_1
EP20	7,83 g/cm^3	entre 20 e 100°C: $10,9.10^{-6}$ entre 20 e 425°C: $13,6.10^{-6}$	750°C	800°C	345°C
E420MP	7,80 g/cm^3	entre 20 e 200°C: $11,0.10^{-6}$ entre 20 e 400°C: $11,4.10^{-6}$	835°C	905°C	250°C

B.8 - AÇOS FERRAMENTA RESISTENTES AO CHOQUE

B.8.1 - Características e emprego

A característica marcante desta família de aços é a elevada resistência a esforços bruscos, tanto a quente como a frio.

Na série S (Shock), o E2542 (AISI S1) foi desenvolvido, originalmente, para talhadeiras e ferramentas pneumáticas.

Os aços desta família são aplicados em ferramentas pneumáticas, ferramentas de estampagem e corte, a quente ou a frio, matrizes para cunhagem, punções etc. Os diferentes níveis de carbono oferecidos nesta família permitem a seleção de um compromisso ideal entre dureza, resistência ao desgaste e tenacidade, para cada aplicação. Como visto no item 6.9.3.2, estes aços podem ser empregados, também, em aplicações estruturais.

A Tabela B.8.1 apresenta recomendações de dureza para diferentes aplicações de aços resistentes ao choque.

Trabalho a Quente	HRC	Trabalho a Frio	HRC
Matrizes para Forjar	44/48	Punções para furar	54/58
Rebitadeira	44/48	Ferr. para madeira	56/60
Lâmina de corte	45/52	"Master hubs"	56/58
Insertos para matriz de forjamento	42/54	Lâmina de corte	54/58

Tabela B.8.1: Durezas recomendadas para aços resistentes ao choque.

B.8.2. - Exemplos típicos

Marcas		Composição química diretriz						Aplicações específicas
Eletrometal	Equivalente	%C	%Si	%Cr	%Mo	%V	%W	
E2542	AISI S1 W.Nr.1.2542.	0,52	0,95	1,25	0,20	0,20	2,35	Talhadeiras, rebitadeiras e ponteiros para uso em martelete pneumáticos, facas para corte de chapas de aço, facas para corte de madeira. A quente, pode ser usado em punções de furação, facas para rebarbação, martelos para máquinas de forjar*.
E2550	W.Nr.1.2550	0,60	0,60	1,10	—	0,15	1,95	Mesmas aplicações do aço E2542, além de "Master Hubs" para conformação a frio de moldes para plásticos.

* e moldes para plásticos ou ligas de baixo ponto de fusão.

B.8.3 - Processamento

O fluxograma de processamento para os aços resistentes a choques - geralmente fornecidos recozidos - é:

Deformação a quente → Resfriamento em meio isolante → Recozimento → Usinagem de desbaste → Alívio de Tensões 650°C → Pré-Aquecimento 700°C → Têmpera → Revenimento (duplo) → Usinagem Final

Os cuidados a seguir no processamento destes aços são equivalentes aos da série O (trabalho a frio) ou da série P (moldes).

A Tabela B.8.2 apresenta temperaturas típicas para o tratamento destes aços. Dados específicos para definição de processos industriais podem ser obtidos com a ELETROMETAL.

Marca Eletrometal	Deformação a quente	Recozimento	Têmpera	Revenimentos (conforme dureza desejada. Vide curvas de Rv)
E2542	Início: 1150°C Final: 930°C min	750/790°C Resfriamento lento	900/950°C Resfriamento em óleo	~250°C Vide Fig. B.8.1
E2550	Início: 1100°C Final: 900°C min.	790/820°C Resfriamento lento	900/950°C Resfriamento em óleo	Faixa ideal: 200/300°C

Tabela B.8.2: Temperaturas típicas de tratamento de aços resistentes ao choque.

B.8.4 - Resposta ao tratamento térmico

A dureza superficial de peças produzidas a partir destes aços pode ser estimada a partir de curvas de revenido, como mostra o exemplo da Fig. B.8.1.

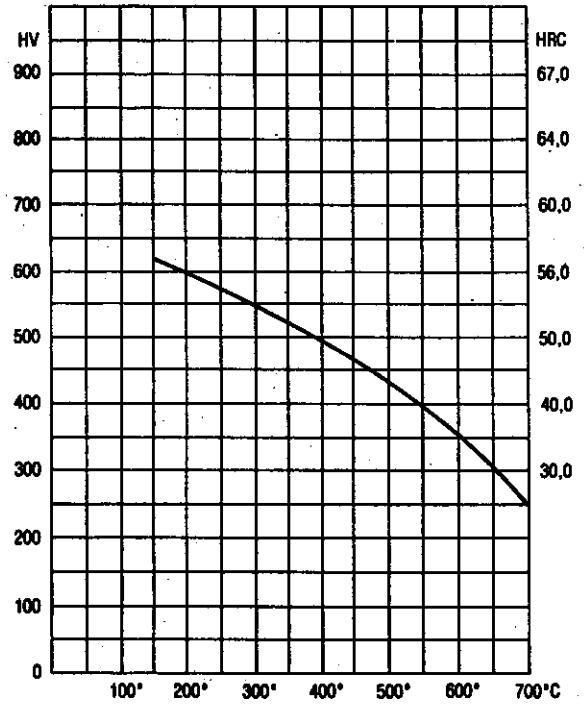


Fig. B.8.1 - Curva de revenimento do aço E2542.

B.8.5 - Outras características típicas

Marca Eletrometal	Densidade	Coeficientes médios de dilatação (m/m°C)	Pontos de transformação		
			Ac_1	Ac_3	M_i
E2542	7,9g/cm³	entre 20 e 200°C: 12,7 · 10^{-6} entre 20 e 400°C: 13,5 · 10^{-6} entre 20 e 600°C: 14,2 · 10^{-6}	748°C	835°C	270°C

B.9 - AÇOS PARA ROLAMENTOS

B.9.1 - Características e emprego

Três tipos de aços são empregados para a fabricação de rolamentos: aços para têmpera profunda, aços para cementação e aços altamente ligados.

Cerca de 90% dos aços para rolamento são para aplicações que necessitam de têmpera profunda, enquanto que 9% são aços para cementação.

Os aços para têmpera profunda são aços para construção mecânica com temperabilidade suficiente para garantir têmpera ao longo de toda a seção das partes dos rolamentos. O mais importante dentre estes aços é o E52100 R. Para garantir controle das inclusões não-metálicas, com vistas à boa resistência à fadiga e homogeneidade das propriedades mecânicas, este aço é refundido por ESR ou VAR (Cap. 9).

Dentre os aços de alta liga empregados para rolamentos, destacam-se os aços inoxidáveis martensíticos, especialmente o E440C, particularmente adequado para rolamentos aplicados em meios corrosivos ou a temperaturas elevadas.

Aços cementados são empregados quando solicitações bruscas são esperadas.

B.9.2. - Exemplos típicos

Marcas		Composição química diretriz					Aplicações específicas
Eletrometal	Equivalente	%C	%Si	%Mn	%Cr	%Al	
E52100R	AISI 52100	1,00	0,25	0,35	1,50	0,035	Componentes para rolamentos tais como rolos, esferas, agulhas e pistas internas e externas.

B.9.3 - Processamento

A Tabela B.9.3 apresenta temperaturas típicas para o tratamento destes aços. Dados específicos para definição de processos industriais podem ser obtidos com a ELETROMETAL.

Marca Eletrometal	Deformação a quente	Recozimento	Têmpera	Revenimentos (conforme dureza desejada. Vide curvas de Rv)
E52100R	Início: 1120°C Final: 900°C min	775/790°C Resfriamento lento	815/870°C Resfriamento em óleo	130/300°C para dureza ~ 60HRC

Tabela B.9.3 - Temperaturas típicas para o tratamento do aço E52100R.

B.9.4 - Resposta ao tratamento térmico

A resposta ao tratamento térmico deste aço é normalmente sumarizada sob a forma de Curvas Jominy. A dureza na superfície pode ser estimada a partir de curvas de revenimento, como exemplificado na Fig. B.9.1. Como no tratamento de qualquer aço hipereutectóide, a austenitização para têmpera é feita no campo intercrítico. É necessário avaliar, portanto, o efeito dos parâmetros de austenitização sobre a quantidade de carbono e elementos de liga dissolvidos na austenita e, conseqüentemente, sobre os resultados da têmpera.

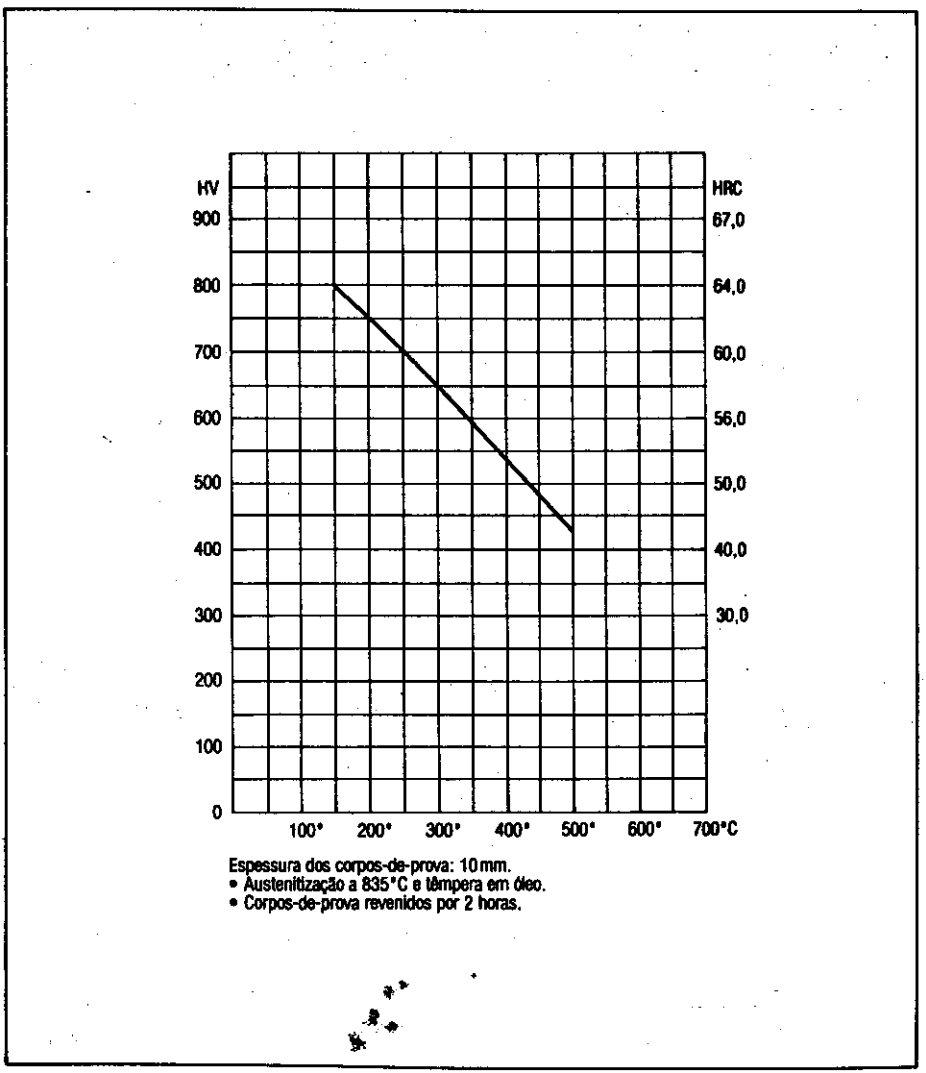


Fig. B.9.1 - Curva de revenimento para o aço E52100R.

B.10 - AÇOS INOXIDÁVEIS FERRÍTICOS

B.10.1 - Características e emprego

São ligas inoxidáveis com alto cromo e baixo carbono, e estrutura ferrítica em todas as temperaturas inferiores ao ponto de fusão. Estes aços não endurecem sensivelmente por tratamento térmico, como discutido no item 6.10.2.

Apresentam menor dutilidade e maior limite de escoamento que os aços inoxidáveis austeníticos.

Aços inoxidáveis ferríticos são empregados para peças que requeiram combinações de resistência à corrosão com propriedades mecânicas, formabilidade e soldabilidade aceitáveis. Aplicações típicas incluem adornos arquitetônicos, equipamentos para indústria alimentícia, equipamentos para a indústria química etc.

B.10.2 - Exemplo típico

Marca		Composição química diretriz		Aplicações específicas
Eletrometal	Equivalente	%C	%Cr	
E430	AISI 430	0,10 máx.	16,50	Adornos arquiteturais e automotivos, ferramentas para construção, peças para queimadores de óleo, equipamentos para refinaria, parafusos e porcas para ambientes corrosivos, peças para fornos de recozimento a baixa temperatura, tanques sépticos, pias para cozinha, sopradores de fuligem, tubos e cones para TV, equipamentos para manuseio de alimentos e laticínios, tanques para estocagem de ácido nítrico, carros-tanque, etc.

B.10.3 - Processamento

O fluxograma típico de processamento para os aços inoxidáveis ferríticos, geralmente fornecidos recozidos, é:

Deformação a quente → Resfriamento ao ar → Recozimento → Usinagem de desbaste → Alívio de tensões → Deformação a frio (opcional) → Alívio de tensões (opcional) → Usinagem final.

Estes aços não apresentam endurecimento apreciável por tratamento térmico. O resfriamento rápido, em água, a partir da temperatura de recozimento, produzirá pequeno aumento de dureza, porém com queda significativa da dutilidade.

A Tabela B.10.1 apresenta temperaturas típicas para o tratamento destes aços. Dados específicos para definição de processos industriais podem ser obtidos com a ELETROMETAL.

Marca Eletrometal	Deformação a quente	Recozimento	Alívio de tensões
E430	início: 1040°C final: 700/815°C (700°C min.)	815/845°C Resfriamento no forno até 595°C, e então ao ar.	745/760°C Resfriamento ao ar.

Tabela B.10.1 - Temperaturas típicas de tratamento do E430.

B.10.4 - Resposta ao tratamento térmico

A tabela B.10.2 apresenta propriedades típicas para o aço E430.

Propriedade	Condição recozido	Condição laminado a frio
RT (MPa)	415/620	620/895
LE 0,2% (MPa)	240/380	445/895
A(4d) (%)	20/35	2/20
Impacto-IZOD (J)	20/65	6/14
Dureza (HB)	120/165	185/200

Tabela B.10.2 - Propriedades típicas do E430.

B.10.5 - Outras características típicas

Marca Eletrometal	Densidade	Coeficientes médios de dilatação (m/m . °C)	Propr. mecânicas típicas a alta temperatura				
			T_{ensaio}	200°C	425°C	650°C	870°C
E430	7,7 g/cm³	entre 0 e 100°C: 10,44 . 10^{-6}	RT (MPa)	465	385	135	25
		entre 0 e 540°C: 11,34 . 10^{-6}	A (%)	25	30	60	185
		entre 0 e 650°C: 11,88 . 10^{-6}	RA (%)	75	75	95	100

B.11 - AÇOS INOXIDÁVEIS MARTENSÍTICOS

B.11.1 - Características e emprego

Como visto no item 6.10, os aços inoxidáveis martensíticos são ligados ao cromo e carbono e têm composições que interceptam o campo austenítico, no aquecimento. Assim, estes aços são temperáveis, apresentando na condição "temperado e revenido" elevadas propriedades mecânicas. Em função da adição de cromo, têm resistência satisfatória à corrosão em diversos meios.

A Fig. B.11.1 apresenta, esquematicamente, os principais aços desta família.

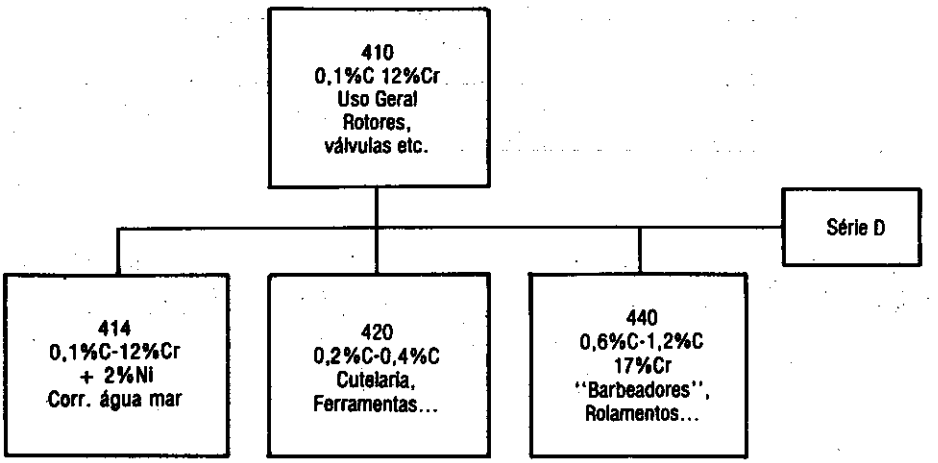


Fig. B.11.1 - Principais aços inoxidáveis martensíticos

Aplicações principais incluem: cutelaria, instrumentos cirúrgicos, peças para válvulas e bombas, peças para turbinas a vapor e compressores, moldes para plásticos e vidro etc.

B.11.2 - Exemplos típicos

Marcas		Composição química diretriz				Aplicações típicas
Eletrometal	Equivalente	%C	%Cr	%Ni	%Mo	
E410	AISI 410	0,10	12,5	—	—	Palhetas para turbinas a vapor, eixos e rotores de bombas, pistões de motores marítimos; componentes para indústria petroquímica, alimentícia e farmacêutica, facas.
E420	AISI 420	0,20	13,0	—	—	Peças para construção mecânica exigindo alta tenacidade, p. ex: eixos e peças diversas para bombas, pás e peças para turbinas a vapor, válvulas. Para artigos de cutelaria, instrumentos cirúrgicos e dentários, componentes de forma e instrumentos de medição, pode ser usado o aço E420AC (C = 0,34%)
E440C	AISI 440C	1,10	17,5	0,75 máx.	0,75 máx	— Rolamentos especiais, submetidos à ação de agentes corrosivos ou a altas temperaturas. — Instrumentos cirúrgicos e dentários,artigos de cutelaria,peças para bombas de óleo, assento de válvulas etc. — Rolos para conformação de embalagens, p. ex: latas de cerveja, óleo, produtos comestíveis etc.

B.11.3 - Processamento

O fluxograma típico de processamento para os aços inoxidáveis martensíticos, geralmente fornecidos recozidos, é:

Deformação a quente → Resfriamento controlado → Recozimento → Usinagem de desbaste → Têmpera → Revenimento (duplo) → Usinagem final

A Tabela B.11.1 apresenta temperaturas típicas para o tratamento destes aços. Dados específicos para definição de processos industriais podem ser obtidos com a ELETROMETAL.

Marca Eletrometal	Deformação a quente	Recozimento	Têmpera	Revenimento (conforme dureza desejada. Vide curvas de Rv)
E410	Início: 1120°C Final: 900°C min	750/850°C Resfriamento lento	975/1000°C Resfriamento em óleo *	600°C → tenacidade e dureza adequada
E420	Início: 1120°C Final: 900°C min.	750/850°C Resfriamento lento	950/1030°C Resfriamento em óleo *	200/400°C Evitar a faixa de 450 a 550°C (baixa tenacidade)
E440C	Início: 1100°C Final: 950°C min.	840/900°C Resfriamento lento	1000/1050°C Resfriamento em óleo, *	120/500°C Vide curva de Rv Fig. B.11.1

* Peças de pequenas dimensões podem ser temperadas ao ar.

Tabela B.11.1: Temperaturas típicas de tratamento de aços inoxidáveis martensíticos.

O aquecimento, tanto para têmpera como para recozimento, deve ser lento, em virtude da baixa condutividade térmica destes aços.

Devido a elevadíssima temperabilidade destes aços, cuidados especiais são recomendados nos resfriamentos, especialmente após deformação a quente.

B.11.4 - Resposta ao tratamento térmico

O revenimento é essencial para recuperar tenacidade após têmpera. Entretanto, o revenimento na faixa de 450°C a 550°C deve ser evitado, em vista de seu efeito negativo sobre tenacidade e resistência à corrosão.

Em vista da excepcional temperabilidade, a dureza de peças de dimensões normais pode ser obtida diretamente de curvas de revenimento.

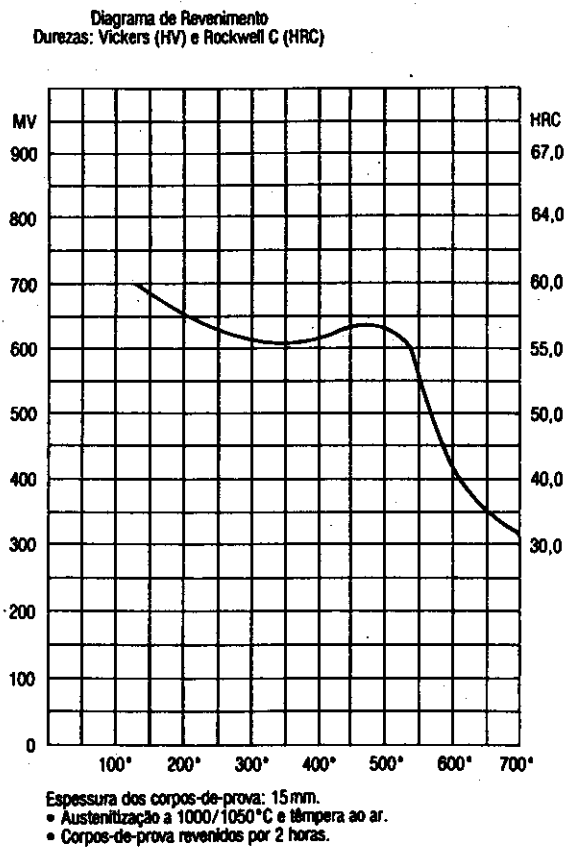


Fig. B.11.1 - Curva de revenimento do aço E440C.

B.11.5 - Outras características típicas

Marca Eletrometal	Densidade	Coeficientes médios de dilatação (m/m°C)	Pontos de transformação		
			Ac_1	Ac_3	M_I
E410	7,73g/cm³	entre 20 e 200°C: 11,0 · 10^{-6} entre 20 e 400°C: 11,7 · 10^{-6} entre 20 e 600°C: 12,3 · 10^{-6}	795°C	870°C	335°C
E420	7,7g/cm³	entre 20 e 100°C: 10,8 · 10^{-6} entre 20 e 300°C: 11,4 · 10^{-6} entre 20 e 500°C: 12,0 · 10^{-6}	790°C	850°C	200°C
E440C	7,7g/cm³	entre 20 e 100°C: 10,2 · 10^{-6} entre 20 e 300°C: 10,8 · 10^{-6} entre 20 e 500°C: 11,5 · 10^{-6}	815°C	910°C	305°C

B.12 - AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS

B.12.1 - Características e emprego

Aços inoxidáveis austeníticos são aços de baixo teor de carbono, ligados ao Cr-Ni, principalmente, de modo a produzir uma estrutura essencialmente austenítica.

Como visto no item 6.10, apresentam boa resistência à corrosão e oxidação em diversos meios, excelente tenacidade, mesmo a baixas temperaturas, e boa resistência mecânica à temperatura elevada. São aplicados em equipamentos, estruturas, tubulações etc., em diversas indústrias, visando aproveitar, pelo menos, uma destas características.

A Fig. B.12.1 mostra esquematicamente os principais aços inoxidáveis austeníticos usuais. Estes aços apresentam boa soldabilidade mas, para aplicações críticas, as versões de carbono extrabaixo (sufixo L) ou estabilizadas (347 ou 321) devem ser preferidas.

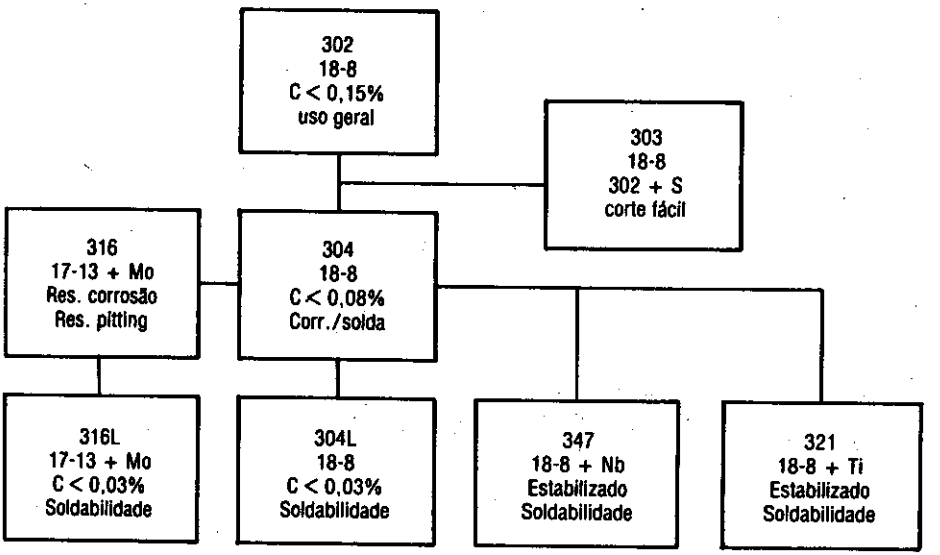


Fig. B.12.1 - Principais aços inoxidáveis austeníticos usuais.

A estrutura austenítica é não-magnética. Assim, para aplicações onde esta característica é importante, a composição química pode ser balanceada de modo a eliminar a ocorrência de ferrita delta (magnética), mesmo em pequenas quantidades. Este material pode ser especificado através do sufixo NM (ex.: E316NM).

A elevada dutilidade torna estes aços especialmente adequados à fabricação por conformação. Além disto, as propriedades mecânicas podem ser sensivelmente alteradas por encruamento, nas operações de conformação. É importante considerar, entretanto, eventuais efeitos em outras características como, por exemplo, resistência à corrosão sob tensão.

B.12.2 - Exemplos típicos

Marcas		Composição química diretriz					Aplicações específicas
Eletrometal	Equivalente	%C	%Cr	%Ni	%Mo	Outros	
E303	AISI 303	0,15 máx	18,0	9,0	0,60 máx	S = 0,15 máx	Peças torneadas para indústrias alimentícias e leiteira. Peças produzidas em tornos automáticos: parafusos, pinos, porcas etc. Peças para indústrias automobilísticas e aeronáutica.
E304	AISI 304	0,08 máx	19,0	10,0	—	—	Válvulas e peças de tubulações; equipamentos hospitalares, trocadores de calor, equipamentos para indústrias químicas, petroquímicas, farmacêuticas, alimentícias e de celulose. Armações metálicas, peças para construção mecânica, parafusos, rebites, tirantes, fio para molas etc.
E304L	AISI 304L	0,03 máx	19,0	10,0	—	—	Mesmas aplicações do aço E304, para partes soldadas que não podem ser solubilizadas posteriormente. É também aplicado nas indústrias aeronáutica e elétrica.
E316	AISI 316	0,08 máx	17,0	12,0	2,50	—	Mesmas aplicações do aço E304, além de peças para construção naval. Possui melhor resistência à corrosão e oxidação que o aço E304, além de propriedades mecânicas superiores. É amplamente empregado na indústria de papel.
E316L	AISI 316L	0,03 máx	17,0	12,0	2,50	—	Mesmas aplicações do aço E316, para partes soldadas.

B.12.3 - Processamento

Como estes aços não sofrem transformações de fase no aquecimento ou resfriamento, o controle do tamanho de grão, essencial para o controle das propriedades, é feito por recristalização. Assim, a deformação aplicada e os parâmetros de solubilização devem ser adequadamente ajustados, para se atingir o tamanho de grão desejado.

De forma geral, o tempo de patamar no tratamento de solubilização deve ser o mínimo suficiente para o tratamento.

A Tabela B.12.1 apresenta temperaturas típicas para o tratamento destes aços. Dados específicos para definição de processos industriais podem ser obtidos com a ELETROMETAL.

Marca Eletrometal	Deformação a quente	Solubilização
E303	Início: 1130°C Final: 900°C min Resfriamento rápido	1050/1150°C Resfriamento em água, ou ao ar p/peças pequenas
E304	Início: 1130°C Final: 900°C min Resfriamento rápido	1050/1100°C Resfriamento em água, ou ao ar p/peças pequenas
E304L	Início: 1100°C Final: 900°C min Resfriamento rápido	1050/1100°C Resfriamento em água, ou ao ar p/ peças pequenas
E316	Início: 1180°C Final: 930°C min Resfriamento rápido	1050/1100°C Resfriamento em água, ou ao ar p/ peças pequenas
E316L	Início: 1180°C Final: 930°C min Resfriamento rápido	1050/1100°C Resfriamento em água, ou ao ar p/ peças pequenas

Tabela B.12.1 - Temperaturas típicas de tratamento de aços inoxidáveis austeníticos.

B.12.4 - Resposta ao tratamento térmico

A Tabela B.12.2 apresenta propriedades especificadas usualmente para aços inoxidáveis austeníticos, na condição solubilizado (ou "recozido"). No item 6.10.3 são discutidos os efeitos do trabalho a frio sobre estas propriedades e apresentadas propriedades típicas para estes materiais.

Marca Eletrometal	Resistência à tração	Limite elástico 0,2%	Alongamento (4d)	Resiliência (DVM)
E303	515/700 MPa	215 MPa	30%	85 J
E304	515/700 MPa	205 MPa	30%	85 J
E304L	485/700 MPa	170 MPa	30%	85 J
E316	515/700 MPa	205 MPa	30%	85 J
E316L	485/700 MPa	170 MPa	30%	85 J

Tabela B.12.2 - Propriedades especificadas usuais para aços austeníticos solubilizados.

B.12.5 - Outras características típicas

Marca Eletrometal	Densidade	Coeficientes médios de dilatação (m/m°C)	Módulo de Elasticidade (a 20°C)
E303	8,1g/cm^3	entre 20 e 200°C: 17,8 · 10^{-6} entre 20 e 400°C: 18,0 · 10^{-6} entre 20 e 600°C: 19,0 · 10^{-6}	1,93 · 10^5MPa
E304	7,9g/cm^3	entre 20 e 200°C: 17,1 · 10^{-6} entre 20 e 400°C: 18,1 · 10^{-6} entre 20 e 600°C: 19,0 · 10^{-6}	2,00 · 10^5MPa
E304L	7,9g/cm^3	entre 20 e 200°C: 17,3 · 10^{-6} entre 20 e 400°C: 18,3 · 10^{-6} entre 20 e 600°C: 19,1 · 10^{-6}	2,01 · 10^5MPa
E316	7,9g/cm^3	entre 20 e 200°C: 16,4 · 10^{-6} entre 20 e 400°C: 17,2 · 10^{-6} entre 20 e 600°C: 18,0 · 10^{-6}	1,99 · 10^5MPa
E316L	7,9g/cm^3	entre 20 e 200°C: 16,8 · 10^{-6} entre 20 e 400°C: 17,7 · 10^{-6} entre 20 e 600°C: 18,5 · 10^{-6}	2,03 · 10^5MPa

B.13 - AÇOS INOXIDÁVEIS "DUPLEX"

B.13.1 - Características e emprego

Aços inoxidáveis "duplex" são aços de baixo teor de carbono, ligados principalmente ao Cr-Ni, e que têm sua composição balanceada de modo a se obter uma microestrutura mista de austenita e ferrita-delta. A presença de ferrita-delta, por si só, resulta em aumento da resistência mecânica. Além disto, ela causa refino do grão austenítico, o que produz aumento adicional da resistência mecânica.

O elevado teor de cromo (superior ao dos aços austeníticos) e a microestrutura "duplex" resultam em melhor resistência à corrosão em diversos meios, resistência à corrosão sob tensão e corrosão intercristalina sensivelmente aumentadas em relação aos aços austeníticos, além de boa soldabilidade. Por estes motivos, tais aços vêm encontrando ampla aceitação em aplicações com elevadas solicitações, como, por exemplo, na indústria de celulose e papel.

Outras aplicações importantes são em fundidos para aplicações com altas solicitações químicas e mecânicas, mesmo quando resfriamento rápido após tratamento térmico não pode ser aplicado, e na fabricação de eletrodos para soldagem, onde o controle do teor de ferrita-delta é fundamental para a prevenção da ocorrência de trincas.

B.13.2 - Exemplos típicos

Marcas		Composição química diretriz				Aplicações específicas
Eletrometal	Equivalente	%C	%Cr	%Ni	%Mo	
E312	W.Nr.1.4337 AISI 312	0,10	30,0	8,75	—	Eletrodos para soldagem, de junção ou reparo, em aços similares ou baixa-liga, para componentes submetidos a abrasão ou trabalho a quente.
E4460	W.Nr 1.4460	0,10 máx.	27,0	4,50	1,65	Peças submetidas a altas solicitações químicas e mecânicas.

B.13.3 - Tratamentos e propriedades típicas

Marca Eletrometal	Deformação a quente	Têmpera	Dureza (HB)	RT (MPa)	LE (MPa) 0,2%	A %	Impacto: (J) (DVM)
E312	início: 1130°C final: 900°C mín. Resfriam. rápido	—	210/230	740	490	25	41
E4460	início: 1100°C final: 800°C mín. Resfriar ao ar	950/1050°C Resfriar em água	190/230	640/900	490	25	55

B.14 - AÇOS INOXIDÁVEIS MARTENSÍTICOS ENDURECÍVEIS POR PRECIPITAÇÃO

B.14.1 - Características e emprego

Os aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação são classificados em três famílias: martensíticos, austeníticos e semi-austeníticos.

Estes aços podem ser considerados como tendo sido desenvolvidos a partir de aços austeníticos clássicos 18-8. No caso dos aços martensíticos, as principais modificações foram a redução do teor de níquel e a adição de outros elementos (principalmente Cu) para promover o aparecimento de precipitados.

De forma geral, os aços martensíticos endurecíveis por precipitação combinam resistência à corrosão equivalente a de aços austeníticos clássicos, como o E304, com propriedades mecânicas elevadas, comparáveis àquelas dos aços inoxidáveis martensíticos.

Grande parte do endurecimento destes aços ocorre durante o tratamento de envelhecimento, quando ocorre precipitação na matriz martensítica. Assim, na condição solubilizada estes aços são de fácil usinagem. Como o envelhecimento é feito a temperaturas relativamente baixas e a variação dimensional é pequena, problemas de distorção, trincas e descarbonetação após endurecimento são praticamente eliminados.

Desenvolvidos inicialmente para a indústria aeronáutica, estes aços vêm sendo amplamente utilizados também em outros campos, como nas indústrias de extração de petróleo, petroquímica, química e de papel e celulose, entre outras.

B.14.2. - Exemplos típicos

Marcas		Composição química diretriz					Aplicações específicas
Eletrometal	Equivalente	%C	%Cr	%Ni	%Cu	%Nb + Ta	
E4540	ARMCO 15-5 PH	0,07 máx.	15,0	4,5	3,50	0,45 máx.	Componentes para indústrias aeronáutica, química, petroquímica, de celulose etc., onde são requeridos boa resistência à corrosão e dureza alta. Por ex.: correntes, engrenagens, eixos, molas, bombas, válvulas de sistema de alta pressão etc.
E4548	ARMCO 17-4 PH	0,07 máx.	16,5	4,0	4,0	0,45 máx.	Mesmas aplicações do E4540, que apresenta, porém, as vantagens de ser isento da ferrita delta e ter propriedades mecânicas transversais superiores.

B.14.3 - Processamento

O fluxograma típico de processamento para os aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação, geralmente fornecidos solubilizados é:

Deformação a quente → Resfriamento rápido → Solubilização → Usinagem de desbaste → Envelhecimento → Usinagem final.

É importante observar que a etapa de "solubilização" é, efetivamente, uma têmpera, visando a formação de martensita.

O envelhecimento, além de revenir esta martensita, é acompanhado pelas importantes reações de precipitação, responsáveis pelo endurecimento observado nesta etapa.

A Tabela B.14.1 apresenta temperaturas típicas para o tratamento destes aços. Dados específicos para definição de processos industriais podem ser obtidos com a ELETROMETAL.

Marca Eletrometal	Deformação a quente	Solubilização	Envelhecimento
E4540	início: 1.100°C final: 900°C máx.	1.025/1.050°C Resfriamento em óleo ou ar	480 a 620°C Resfriamento ao ar
E4548	início: 1.100°C final: 900°C mín.	1.025/1.050°C Resfriamento em óleo ou ar	450 a 620°C Resfriamento ao ar

Tabela B 14.1 - Temperaturas típicas para o tratamento de aços inoxidáveis martensíticos endurecidos por precipitação.

Como em qualquer material endurecido por precipitação, o retratamento a temperatura inferior à de envelhecimento inicial não altera as propriedades mecânicas. O procedimento correto é realizar nova solubilização, procedendo então ao envelhecimento à temperatura desejada.

B.14.4 - Resposta ao tratamento térmico

Propriedades típicas em diferentes condições de tratamento térmico são apresentadas nas Tabelas B.14.2 e B.14.3.

A designação usual dos tratamentos de envelhecimento adotada pela norma ASTM A564 é a letra H seguida da temperatura de envelhecimento em °F.

Estado de T?T?	Ciclo realizado	RT (MPa)	LE (MPa)	A (%)	(HRC)
Solubilizado	1.035°C/30 min./óleo	1.030	760	15	30/35
Envelhecido	465°C/60 min./ar	1.380	1.280	17	40/45

Tabela B.14.2 - Comparação das propriedades do E4548 solubilizado e envelhecido.

Marca Eletrometal	Envelhecimento	Propriedades mecânicas típicas			
		RT (MPa)	LE (MPa)	A(5d) %	RA (%)
E4540	480°C/1h/ar	1.310	1.180	13	35
	620°C/4h/ar	930	730	16	50
E4548	480°C/1h/ar	1.310	1.180	13	40
	620°C/4h/ar	930	725	16	50

Tabela B.14.3 - Propriedades típicas de aços inoxidáveis endurecidos por precipitação.

5 - Outras características típicas

Marca Eletrometal	Densidade	Coeficientes médios de dilatação (m/m . °C)	Módulo de elasticidade
E4540	7,8 g/cm^3	entre 20 e 200°C: 10,4 · 10^{-6} entre 20 e 400°C: 11,1 · 10^{-6} entre 20 e 600°C: 11,7 · 10^{-6}	1,96 · 10^5 MPa
E4548	7,8 g/cm^3	entre 20 e 200°C: 10,4 · 10^{-6} entre 20 e 400°C: 11,1 · 10^{-6} entre 20 e 600°C: 11,7 · 10^{-6}	1,96 · 10^5 MPa

B.15 - AÇOS PARA VÁLVULAS DE MOTORES DE COMBUSTÃO INTERNA

B.15.1 - Características e emprego

Vários fatores influenciam a seleção de materiais para uso em válvulas de exaustão e de admissão de motores. Os fatores mais importantes são: temperatura de operação, nível de tensões e ambiente corrosivo a que a válvula é exposta. De forma geral, válvulas de admissão estão submetidas a temperatura mais baixa que as válvulas de exaustão. Assim, a aplicação em válvulas de exaustão é, genericamente, mais rigorosa.

Em função destas solicitações, três famílias principais de ligas são empregadas nestas válvulas:

— Aços inoxidáveis martensíticos.
— Aços inoxidáveis austeníticos.
— Superligas a base de níquel.

Aços para construção mecânica (como AISI 1541, 1547, 4140 ou 8645) são também empregados, especialmente para válvulas de admissão. Válvulas "compostas", em que diferentes materiais são utilizados para haste e cabeça, encontram bons resultados, por permitirem balanceamento ótimo das características requeridas de cada região da válvula. Assim, uma haste martensítica, com boa resistência à fadiga e ao desgaste, pode ser soldada a uma cabeça austenítica, com melhores características para resistir à temperatura e corrosão.

Em alguns casos, o emprego de revestimentos nas superfícies de contato pode também conduzir a bons resultados. Como grande parte destes revestimentos é, tradicionalmente, de ligas a base de Co, o custo desta solução deve ser conveniente avaliado (ver item 7.3.2.3).

B.15.2 - Exemplos típicos

Tipo	Marcas		Composição Química Diretriz									
	Eletrometal	Equivalente	%C	%Si	%Mn	%Cr	%Ni	%Fe	%N	%Ti	%Al	%Nb
Aços martensíticos	EHNV3	SAE HNV3 Silchrome 1	0,45	3,25	0,40	8,50	—	base	—	—	—	—
	EHNV6	SAE HNV6 Sil XB	0,80	2,05	0,40	20,0	1,30	base	—	—	—	—
Aços inoxidáveis austeníticos	E8VE	SAE EV-8	0,50	0,17	8,75	21,0	3,90	base	0,44	—	—	—
	E11VE	SAE EV-11	0,70	0,65	6,20	21,2	1,65	base	0,23	—	—	—
	E12VE	SAE EV-12	0,55	0,17	8,25	20,4	2,10	base	0,30	—	—	—
	E4VE	SAE EV-4	0,20	1,00	1,25	21,0	11,5	base	0,20	—	—	—
	E16VE	SAE EV-16	0,33	0,75	2,50	23,0	8,0	base	0,28	—	—	—
Superligas	EMVAC 751	INCONEL 751	0,07	—	—	15,5	base	7,0	—	2,30	1,25	0,95
	EMVAC 80A	NIMONIC 80A	0,06	—	—	20,0	base	—	—	2,40	1,30	—

B.16 - LIGAS PARA IMPLANTES CIRÚRGICOS

B.16.1 - Características e emprego

Diversos tipos de ligas podem ser empregados para implantes cirúrgicos. As características principais requeridas são compatibilidade química com o ambiente, não serem tóxicas e apresentar boas propriedades mecânicas.

Dentre as ligas empregadas, aços inoxidáveis austeníticos encontram boa aceitação. Normalmente, nesta aplicação, têm sua composição balanceada para estarem isentos de ferrita delta, e sua capacidade de encruar por trabalho a frio é aproveitada.

Além de descarburação a vácuo (VOD, cap. 9), aços para esta aplicação são submetidos a refusão pelo processo VAR.

Estes aços são aplicados, trabalhados a frio ou não, principalmente em ortopedia. Naturalmente, as características de resistência a corrosão merecem um controle especial.

B.16.2 - Exemplo e características típicas

Marca		Composição química diretriz					Aplicações específicas
Eletrometal	Equivalente	%C	%Cr	%Ni	%Mo	%S	
EF138	ASTM F138 grau 2	0,03 máx.	18,0	13,0	2,50	0,010 máx.	Implantes cirúrgicos para ortopedia, tais como pinos, juntas, placas de fixação, parafusos e hastes intramedulares para correção de ossaturas fraturadas.

Solubilizado	RT = 480 MPa	$LE_{0,2}$ = 170MPa	A(4D) = 40%
Encruado	RT 655/860MPa	—	—

Tabela 16.1 - Propriedades mecânicas típicas de barras de EF138.

B.17 - AÇOS "MARAGING"

B.17.1 - Características e emprego

As principais características e a metalurgia dos aços "maraging" foram discutidas no item 7.1.

Como são materiais que apresentam limite de escoamento acima de 1000MPa, com elevada tenacidade, encontram ampla aplicação

em peças submetidas a solicitações elevadas, onde peso e dimensões são condições limitantes na seleção. Assim, são empregados em foguetes, aeronaves, blindagens para alto impacto, vasos de pressão (especialmente móveis) etc.

Aliada a propriedades mecânicas excepcionais, estes aços apresentam baixíssima distorção na reação de endurecimento (precipitação), o que os torna especialmente úteis para a fabricação de peças de usinagem complexa como, por exemplo, ferramentas para trabalho a quente.

B.17.2. - Exemplos típicos

Marcas		Composição química diretriz				Aplicações específicas
Eletrometal	Equivalente	%C	%Co	%Mo	%Ni	
EMVAC MAR 250	MARAGING 18 Ni (250)	0,03 máx.	7,75	4,90	18,0	Peças definidas no item B.17.1.
EMVAC MAR 300	MARAGING 18 Ni (300)	0,03 máx.	9,00	4,85	18,0	Idem, para peças que exigem propriedades mecânicas mais elevadas.
EMVAC MAR 350	MARAGING 18 Ni (350)	0,03 máx.	12,00	4,75	18,0	Idem, para peças que exigem propriedades mecânicas mais elevadas.

B.17.3 - Resposta ao tratamento térmico

Propriedades mecânicas típicas para diferentes condições de tratamento térmico são apresentadas na Tabela B.17.1.

Marca Eletrometal	Estado solubilizado					Estado solubilizado e envelhecido				
	RT (MPa)	LE (MPa)	A (%)	RA (%)	Dureza (HRC)	RT (MPa)	LE (MPa)	A (%)	RA (%)	Dureza (HRC)
EMVAC MAR 250	1010	799	19	72	29	1690	1660	11	50	49
EMVAC MAR 300	1020	795	17	76	32	1815	1785	8	40	53
EMVAC MAR 350	1140	825	18	70	35	2400	2350	6	25	58

Tabela B.17.1 - Propriedades mecânicas típicas de barras de aços "maraging" com diâmetro entre 100 e 200mm.

B.18 - LIGAS RESISTENTES À CORROSÃO

Além de aços inoxidáveis, outras famílias de materiais são desenvolvidas para aplicações onde a resistência à corrosão a temperaturas próximas à ambiente for importante.

As principais características destas ligas são a resistência a meios corrosivos, associada a propriedades mecânicas satisfatórias.

Dentre os materiais produzidos pela Eletrometal para esta aplicação, destacam-se os seguintes grupos:

— Aços inoxidáveis especiais
— Níquel "puro"
— Ligas Níquel-Cobre (tipo MONEL)

A seguir são apresentados exemplos típicos de materiais de cada um destes grupos.

B.18.1 - Aços inoxidáveis especiais

B.18.1.1 - Características e emprego

Estes aços são desenvolvidos a partir de aços inoxidáveis clássicos, normalmente austeníticos. Os principais desenvolvimentos, em geral, dizem respeito à introdução de novos mecanismos de endurecimento (por exemplo, precipitação) ou adição de elementos de liga que alterem substancialmente a resistência à corrosão em determinados meios.

O EMVAC 20, por exemplo, é desenvolvido através de adições de cobre e molibdênio a um aço "base" de 29%Ni, 21%Cr. A composição adotada propicia elevada resistência à corrosão localizada, além de melhorar em muito a resistência à corrosão em diversos meios, em relação aos aços inoxidáveis austeníticos.

É muito aplicado nas indústrias química e petroquímica, especialmente no manuseio de ácidos. A Tabela B.18.1.1 apresenta características típicas do EMVAC 20.

O EMVAC 20 pode ser solubilizado, em condições semelhantes aos aços inoxidáveis austeníticos, obtendo-se as propriedades típicas mostradas na Tabela B.18.1.2.

Marca		Composição química diretriz						Aplicações específicas
Eletrometal	Equivalente	%C	%Ni	%Cr	%Fe	%Cu	%Mo	
EMVAC 20	ALLOY 20	0,07 máx.	29,0	21,0	base	3,50	2,50	Fabricação de borracha sintética e gasolina. Bombas para processos químicos, válvulas e equipamentos de decapagem.

Tabela B.18.1.1 - Características típicas do EMVAC 20.

RT ≅ 590 MPa	LE ≅ 240 MPa	A ≅ 50%	RA ≅ 65%

Tabela B.18.1.2 - Propriedades típicas do EMVAC 20, solubilizado.

B.18.2 - Níquel "puro"

B.18.2.1 - Características e emprego

O EMVAC 200 é o níquel comercialmente puro, enquanto que o EMVAC 200A tem o teor de carbono ainda mais limitado, como mostra a Tabela B.18.2.1

Marca		Composição química diretriz				Aplicações específicas
Eletrometal	Equivalente	%C	%Ni	%Fe	%Cu	
EMVAC 200/200A	Níquel 200/201	0,08/ 0,04 máx.	99,2 mín.	0,40 máx.	0,20 máx.	Equipamentos para a produção e armazenamento de soda cáustica, componentes eletrônicos, equipamentos para as indústrias química e alimentícia.

Tabela B.8.2.1 - Características típicas do níquel "puro".

O níquel comercialmente puro tem boas propriedades mecânicas (Tabela B.18.2.2) e excelente resistência à corrosão em diversos meios. Adicionalmente, o níquel mantém a resistência mecânica até temperaturas relativamente elevadas e tem boa tenacidade, mesmo a baixa temperatura.

O EMVAC 200A é mais recomendado para operações de trabalho a frio, em função de sua menor dureza inicial e menor taxa de encruamento. Além disto, é mais recomendado para aplicações a temperaturas moderadamente elevadas.

RT ≅ 455 MPa	LE ≅ 150 MPa	A ≅ 48%	RA ≅55%

Tabela B.18.2.2 - Propriedades típicas do EMVAC 200/200A, recozido.

Tanto o EMVAC 200 como o 200A têm boa condutividade térmica e elétrica.

Aplicações típicas do EMVAC 200, incluem: equipamentos para indústrias de alimentos, componentes elétricos e eletrônicos, na indústria química, especialmente no manuseio de bases, componentes de mísseis e foguetes etc. Para as aplicações acima de 300°C, o EMVAC 200A é mais adequado.

B.18.2.2 - Processamento

Estas ligas podem ser conformadas a quente ou a frio, com relativa facilidade. No caso de conformação a quente, o controle da contaminação por enxofre é essencial, para o níquel ou ligas a base de níquel.

As propriedades podem ser alteradas através da definição do grau de deformação, temperatura e eventual recozimento posterior.

B.18.3 - Ligas níquel-cobre (tipo Monel)

B.18.3.1 - Características e emprego

As ligas Ni-Cu do tipo MONEL são caracterizadas pela excelente resistência à corrosão em diversos meios, especialmente água do mar.

Além disto, apresentam boa soldabilidade e tenacidade em ampla faixa de temperaturas. O EMVAC 400 apresenta boa resistência mecânica, enquanto o EMVAC K500 apresenta valores superiores de resistência e dureza, em função de endurecimento por precipitação.

A Tabela B.18.3.1 apresenta características típicas destas ligas.

Marca		Composição química diretriz					Aplicações específicas
Eletrometal	Equivalente	%Ni	%Fe	%Cu	%Ti	%Al	
EMVAC 400	MONEL 400	base	2,0	30,0	—	—	Bombas, eixos, válvulas, componentes para ambientes marinhos, equipamentos para petróleo e componentes eletro-eletrônicos.
EMVAC K500	MONEL K500	base	—	30,0	0,6	3,0	Eixos para bombas, válvulas e seus componentes, molas etc.

Tabela B.18.3.1 - Características típicas de ligas Ni-Cu.

O EMVAC 400 é resistente à corrosão por meios como solventes contendo cloro, ácidos diversos (incluindo ácido sulfúrico) e praticamente todas as bases. É, geralmente, imune à corrosão sob tensão. Em atmosferas oxidantes, é aplicado até a cerca de 550°C. Temperaturas mais altas podem ser usadas, em meio redutor.

O EMVAC K500 tem boas propriedades mecânicas em uma ampla faixa de temperatura, mantendo sua resistência até cerca de 650°C.

A Tabela B.18.3.2 apresenta propriedades típicas destas ligas.

Marca Eletrometal	RT(MPa)	LE(MPa)	A(%)	RA%
EMVAC 400	555	225	45	40
EMVAC K500	680	320	35	—

Tabela B.18.3.2 - Propriedades típicas dos EMVAC 400 e K500, recozidos.

As principais aplicações para as ligas desta família são: bombas e válvulas, hélices e eixos de hélices, equipamentos marítimos, equipamentos para a indústria química, trocadores de calor etc.

B.18.3.2 - Processamento

Estas ligas podem ser conformadas a quente ou a frio. No caso de conformação a quente, o controle da contaminação por enxofre é essencial.

O tratamento térmico usual para estas ligas é solubilização, enquanto o EMVAC K500 pode ser endurecido, posteriormente, por tratamento de envelhecimento. O máximo de resistência é obtido quando o envelhecimento é feito após trabalho a frio.

B.19 - LIGAS RESISTENTES À CORROSÃO A ALTA TEMPERATURA

Como visto no Capítulo 7, uma grande variedade de ligas pode ser empregada para aplicações onde resistência à corrosão em temperaturas elevadas é requerida. As ligas a base de níquel são particularmente adequadas para grande parte destas aplicações, por oferecerem um excelente balanço entre custo e desempenho.

Além das ligas abordadas no item B.18 referente a ligas resistentes à corrosão, que podem ser aplicadas a temperaturas superiores à ambiente, as ligas conhecidas como "superligas" encontram também ampla aplicação em condições corrosivas, a temperaturas elevadas.

As ligas discutidas neste item são ligas Fe-Ni-Cr ou Ni-Cr, intermediárias entre "aços inoxidáveis especiais" e níquel puro, por um lado, e superligas, por outro. São caracterizadas por elevada quantidade de níquel e adições sensíveis de cromo, para garantia de resistência à corrosão adequada, porém não dependem dos mecanismos complexos de endurecimento das superligas.

B.19.1 - Ligas Fe-Ni-Cr

B.19.1.1 - Características e emprego

As ligas Fe-Ni-Cr abordadas aqui são bastante semelhantes aos aços inoxidáveis especiais, modificados.

EMVAC 825 e 800H são ligas austeníticas endurecidas por solução sólida, em que partículas de nitretos e carbonetos, principalmente de titânio, estão presentes. As adições de titânio são suficientes para se considerar estes materiais como estabilizados.

Estas ligas são empregadas em uma grande variedade de aplicações onde combinações de resistência mecânica, resistência à corrosão e à oxidação são requeridas, especialmente a temperaturas elevadas. Estas aplicações incluem: aplicações em indústria petroquímica (trocadores, tubulações etc.), inclusive quando corrosão sob tensão é uma possibilidade para outros materiais, partes de retortas de conversão, equipamentos para fornos de tratamento térmico, tubos para geradores de vapor em usinas nucleares etc.

B.19.1.2 - Exemplos típicos

Marcas		Composição química diretriz						Aplicações específicas
Eletrometal	Equivalente	%Ni	%Cr	%Fe	%Ti	%Cu	Outros	
EMVAC 800H	INCOLOY 800H	33,0	21,0	base	0,4	—	Al = 0,4%	Equipamentos para a indústria petroquímica.
EMVAC 825	INCOLOY 825	42,0	21,0	base	0,9	2,0	Mo = 3%	Equipamentos de controle de poluição, aquecedores de tanques de decapagem, ganchos, tanques químicos, produção de ácido fluorídrico, válvulas e bombas.

B.19.1.3 - Processamento

Estas ligas são, freqüentemente, processadas de modo a se obter tamanho de grão 5 (ASTM) ou menor. Isto envolve o controle da temperatura e grau de deformação aplicados antes da solubilização. No caso do EMVAC 800H, o tamanho de grão pode ser maior, deliberadamente, com vistas a melhorar a resistência à fluência.

Marca Eletrometal	Condição do Material	Propriedades Mecânicas Típicas			
		RT (MPa)	LE (MPa)	A(%)	RA (%)
EMVAC 800H	Chapa Recozida	750	620	25	48
EMVAC 825	Barra Recozida	655	325	40	65

B.19.2 - Ligas Ni-Cr

B.19.2.1 - Características e emprego

Diversas ligas de composição base Ni-Cr foram desenvolvidas para aplicações em meios corrosivos ou oxidantes, a temperaturas elevadas, como visto no Capítulo 7. Quando, além disto, a resistência mecânica tem que ser elevada, o emprego de superligas é, normalmente, necessário.

As ligas Ni-Cr aqui apresentadas são soldáveis, podendo, freqüentemente, ser aplicadas na condição "como soldado".

A EMVAC HB2 é a liga preferida para emprego a alta temperatura, quando baixo coeficiente de expansão térmica é requerido, enquanto que a característica notável do EMVAC HC é sua estabilidade estrutural a alta temperatura.

As ligas EMVAC 600, 601 e 625 são ligas austeníticas endurecidas por solução sólida, resistentes à corrosão sob tensão. Estas ligas são, por vezes, classificadas como superligas.

As ligas Ni-Cr são aplicadas na indústria química, no manuseio de compostos especialmente agressivos para outras famílias de ligas, em usinas nucleares, onde a resistência à corrosão sob tensão é importante etc.

B.19.2.2 - Exemplos típicos

Marcas		Composição química diretriz					Aplicações específicas
Eletrometal	Equivalente	%Ni	%Cr	%Fe	%Mo	Outros	
EMVAC 600	INCONEL 600	base	15,0	8,0	—	—	Componentes de reatores nucleares, fornos industriais e peças eletrônicas. Trocadores de calor, bandejas para fornos, câmara de fusão, indústrias químicas e alimentícias.
EMVAC 601	INCONEL 601	base	23,0	12,0	—	Al = 1,30	Trocadores de calor, cestos de fornos, tubos de termopares, partes para motores aeronáuticos, terminais e suportes para resistência elétrica.
EMVAC 625	INCONEL 625	base	22,0	—	9,0	Nb = 3,7	Equipamentos químicos e de controle de poluição, válvulas, eixos para bombas, equipamentos marítimos e componentes de reator nuclear.
EMVAC HB2	HASTELLOY B2	base	—	—	28,0	—	Equipamentos em contato com gás clorídrico ou ácidos clorídrico, sulfúrico, acético e fosfórico.
EMVAC HC	HASTELLOY C-276	base	15,0	5,0	16,0	W = 4,0	Equipamentos para indústria química, petroquímica e de petróleo.

Marca Eletrometal	Condição do material	Propriedades mecânicas típicas			
		RT (MPa)	LE (MPa)	A (%)	RA (%)
EMVAC 600	Barras recozidas	620	260	45	65
EMVAC 601	Barras solubilizadas	595	195	58	55
EMVAC 625	Barras solubilizadas	930	535	45	50
EMVAC HB2	Chapas solubilizadas	900	400	60	60
EMVAC HC	Chapas solubilizadas	890	430	35	30

B.20 - SUPERLIGAS RESISTENTES A ALTAS TEMPERATURAS E À CORROSÃO

B.20.1 - Características e emprego

Como visto no item 7.3, superligas são ligas a base de Fe, Ni ou Co, contendo Cr para resistência à corrosão e oxidação e outros elementos para resistência mecânica a temperaturas elevadas.

As ligas comercialmente mais importantes são, presentemente, aquelas a base de Ni e de Ni + Fe.

As ligas discutidas nesta seção são superligas endurecidas por precipitação de compostos de Ti, Al e/ou Nb. Ligas endurecidas por solução sólida são apresentadas na seção B.19.

Superligas possuem excelente resistência à corrosão e oxidação em diversos meios, notáveis propriedades mecânicas à temperatura elevada e elevada resistência à fadiga. Além disto, são projetadas para apresentar bom desempenho em condições cíclicas de aquecimento e resfriamento, e elevada resistência à fluência.

Estas ligas são utilizadas na indústria aeronáutica, em componentes de turbinas a jato (a gás), válvulas de motores de combustão interna, fixadores para temperaturas elevadas, facas para corte e matrizes para trabalho a quente etc.

Marcas		Comp. química diretriz								Aplicações específicas
Eletrometal	Equivalente	%Ni	%Cr	%Fe	%Mo	%Nb	%Ti	%Al	Outros	
EMVAC 80A	NIMONIC 80A	base	20,0	—	—	—	2,4	1,3	—	Componentes de turbinas, válvulas de motores, parafusos para alta temperatura, peças para reator nuclear.
EMVAC 90	NIMONIC 90	base	20,0	—	—	—	2,4	1,4	Co = 19,0	Componentes de turbinas, fabricação de molas resistentes a altas temperaturas e ferramentas para trabalho a quente.
EMVAC 286	ALLOY A-286	26,0	15,0	base	1,3	—	2,1	—	V = 0,3	"Liners" de extrusão, rolos para lingotamento contínuo, equipamentos para indústria petroquímica, parafusos, peças para bombas e turbina.
EMVAC 718	INCONEL 718	base	19,0	19,0	3,0	5,0	1,0	0,6	—	Componentes para turbinas a gás, corpo e partes de bombas, facas para corte a quente, matrizes para extrusão, motores aeronáuticos e equipamentos para extração de petróleo.
EMVAC X 750	INCONEL X 750	base	15,0	7,0	—	1,0	2,5	0,7	—	Componentes de turbinas a gás, motores a jato, equipamentos de tratamento térmico, ferramentas de perfilar e matrizes para extrusão.
EMVAC WP	WASPALOY	base	20,0	—	4,3	—	3,0	1,3	Co = 14,0	Utilizado amplamente em turbinas a gás, em palhetas e discos. Bigornas para prensas de forjamento.

B.20.3 - Processamento

O tratamento térmico usual para esta família de superligas é solubilização, seguida de envelhecimento.

As propriedades finais são definidas pelo ciclo de solubilização + envelhecimento empregado, e se os melhores resultados forem desejados, será requerido elevado rigor no controle das temperaturas.

Ligas com resposta lenta ao envelhecimento, como o EMVAC 718, são particularmente adequadas à soldagem, permitindo, inclusive, eventuais reparos por solda na condição "envelhecida".

A conformação a quente destas ligas requer cuidados especiais no que diz respeito a controle de temperaturas, atmosferas e grau de deformação aplicado em cada etapa.

B.20.4 - Propriedades típicas

Marca Eletrometal	RT (MPa)	LE (MPa)	A (%)	RA (%)
EMVAC 80A	1000	620	39	—
EMVAC 90	1230	800	33	—
EMVAC 286	1000	655	24	45
EMVAC 718	1430	1190	21	—
EMVAC X750	1120	630	22	30
EMVAC WP	1280	780	25	—

B.21 - LIGAS PARA RESISTÊNCIAS ELÉTRICAS

B.21.1 - Características e emprego

Como visto no Capítulo 7, as principais ligas metálicas empregadas para a fabricação de resistências elétricas são ligas Ni-Cr, Fe-Cr, Ni, Ni-Fe, Cu-Ni e Fe-Cr-Ni.

As características importantes para esta aplicação foram discutidas no item 7.2.

Estas ligas são fornecidas, normalmente, sob a forma de fitas ou arames de seção redonda, para a fabricação de resistências.

B.21.2 - Exemplos típicos

Marca		Composição química diretriz					Aplicações específicas
Eletrometal	Equivalente	%Fe	%Ni	%Cr	%Cu	%Al	
EMVAC NiCr 35	NIKROTHAL 40	base	35,0	20,0	—	—	Elementos de aquecimento para até 1100°C
EMVAC NiCr 60	NIKROTHAL 60	25,0	base	15,0	—	—	Elementos de aquecimento para até 1125°C
EMVAC NiCr 70	VACROMIUM 70	—	base	30,0	—	—	Elementos de aquecimento para até 1250°C
EMVAC NiCr 80	NIKROTHAL 80	—	base	20,0	—	—	Elementos de aquecimento para até 1200°C
EMVAC CrAl 1	KANTHAL A1	base	—	22,0	—	5,5	Elementos de aquecimento para até 1350°C
EMVAC CrAl 2	KANTHAL DSD	base	—	22,0	—	4,5	Elementos de aquecimento para até 1280°C
EMVAC CrAl 3	ALKROTHAL	base	—	15,0	—	4,0	Elementos de aquecimento para até 1050°C
EMVAC CuNi 44	CUPROTHAL	—	45,0	—	base	—	Elementos de aquecimento para até 600°C
EMVAC NiFe 70	HYTEMCO	30,0	70,0	—	—	—	Termômetro de resistência

B.22 - LIGAS PARA TERMOPARES, CABOS DE COMPENSAÇÃO E DE EXTENSÃO

B.22.1 - Característica e emprego

Termopares constituem cerca de 70% das aplicações de sensores térmicos na indústria. Um termopar consiste, basicamente, em dois condutores metálicos, de ligas diferentes, unidos em suas extremidades. Quando as extremidades são expostas a temperaturas diferentes, uma força eletromotriz (f.e.m.) se desenvolve no termopar. Esta f.e.m. é função da diferença de temperatura e das ligas empregadas, apenas.

Duas características básicas são importantes nas ligas utilizadas para a fabricação de termopares: durabilidade e reprodutibilidade de leituras de f.e.m.

Os tipos de termopares mais utilizados na indústria são:

— Cobre-Constantan (Tipo T)
— Ferro-Constantan (Tipo J)
— Chromel-Alumel (Tipo K)
— Chromel-Constantan (Tipo E)
— Platina Rhodio 10% — Platina (Tipo S)

Para permitir a medida de uma temperatura, uma extremidade do termopar deve estar em contacto com o meio a medir, enquanto que a outra deve estar a uma temperatura conhecida, de referência. Para permitir isto, a custos razoáveis, emprega-se cabos de extensão ou de compensação.

Os cabos de extensão são fabricados com as mesmas ligas empregadas no termopar, apenas com maior tolerância de erro, enquanto que os cabos de compensação são produzidos com liga diferente daquelas empregadas no termopar.

B.22.2 - Exemplos típicos

Marca	Composição química diretriz							Aplicações Específicas
Eletrometal	%Ni	%Cr	%Fe	%Cu	%Mn	%Al	%Si	
EMVAC NiCr90	90,0	10,0	—	—	—	—	—	Termopar e cabo tipos E e K.
EMVAC NiAl	94,0	—	—	—	3,0	2,0	1,0	Termopar e cabo tipo K.
EMVAC JT	45,0	—	—	55,0	—	—	—	Termopar e cabo tipos E, J e K.
EMVAC Fe	—	—	100,0	—	—	—	—	Termopar e cabo tipo J.
EMVAC WX	44,0	—	2,0	54,0	—	—	—	Cabo de compensação tipo WX-G e WX-H, com a liga EMVAC Fe (Norma JIS C - 1610-1981).

As ligas fornecidas pela Eletrometal atendem as normas ANSI-MC96.1-1975, JIS C 1610-1981, DIN IEC 584, DIN 43710, entre outras.

B.23 - LIGAS MAGNÉTICAS MOLES

B.23.1 - Características e emprego

Ligas magneticamente moles são aquelas que retêm uma quantidade mínima de magnetização após a retirada do campo magnético externo, isto é, possuem baixa força coercitiva H_c.

Dentre as famílias de ligas mais utilizadas destacam-se as ligas Fe-Si e Fe-Ni, além do Fe puro. Estas ligas são essenciais em componentes eletrônicos como: transformadores, componentes para telecomunicações, relés de elevada sensibilidade, instrumentos de medida de elevada precisão etc.

Estas ligas são selecionadas em função de suas propriedades magnéticas básicas, como indução magnética (B), força coercitiva (H_c) e permeabilidade magnética (μ). Para o controle destas propriedades, a Eletrometal dispõe de um traçador eletrônico de curvas de histerese.

Como a obtenção das propriedades especificadas depende fundamentalmente de homogeneidade e de precisão de composição química, estas ligas são elaboradas em forno de fusão sob vácuo (VIM, Cap. 9), podendo ser refundidas por ESR ou VAR.

B.23.2 - Exemplos e características típicas

Marcas		Composição química diretriz				
Eletrometal	Equivalente	%Fe	%Ni	%Si	%Mo	%Cu
EMVAC NiFe37	PERMENORM 3601KS	base	37,0	—	—	—
EMVAC NiFe50	PERMENORM 5000H2	base	50,0	—	—	—
EMVAC NiFe75	MUMETALL	base	75,0	—	3,5	4,5
EMVAC 3060	TRAFOPERM N3	base	—	3,5	—	—

Marca Eletrometal	Permeabilidade Máxima (μ)	Força Coersiva (A/m)	Indução de Saturação Bs (T)
EMVAC NiFe37	20.000	0,16	1,30
EMVAC NiFe50	80.000	0,040	1,55
EMVAC NiFe75	250.000	0,008	0,78
EMVAC 3060	30.000	0,20	2,03

B.24 - LIGAS DE EXPANSÃO CONTROLADA

B.24.1 - Características e emprego

Ligas que possuem coeficiente de expansão térmica controlado em determinadas faixas de temperatura são adequadas para aplicações como selagem de vidro, onde os coeficientes de expansão do metal e do vidro devem ser bem similares.

Estas ligas são empregadas na indústria de lâmpadas, na fabricação de lasers, células capacitivas para instrumentação etc, sendo obrigatoriamente elaboradas em forno de indução sob vácuo (VIM, Capítulo 9) para garantir controle rigoroso da composição química e, conseqüentemente, propriedades.

B.24.2 - Exemplos e caracteristicas típicas

Marca		Composição química diretriz			
Eletrometal	**Equivalente**	**%Fe**	**%Ni**	**%Cr**	**%Co**
EMVAC ELASTERM C	Ni SPAN C	base	42,0	5,50	
EMVAC MSV 1	ASTM F30-77	base	46,0	—	—
EMVAC MSV 2	VALOVIT S11	base	51,0	1,0	—
EMVAC GMS 1	KOVAR A	base	28,0	—	17,0

B.24.2 - Exemplos e características típicas

Marca Eletrometal	Coeficientes de expansão térmica ($10^{-6}K^{-1}$)	
EMVAC ELASTERMC	$\alpha_{22}^{93} = 8,0$	$\alpha_{22}^{150} = 9,0$
EMVAC MSV 1	$\alpha_{30}^{330} = 8,0$	$\alpha_{30}^{350} = 9,0$
EMVAC MSV 2	$\alpha_{20}^{200} = 10,1$	$\alpha_{20}^{600} = 10,9$
EMVAC GMS 1	$\alpha_{20}^{300} = 5,1$	$\alpha_{20}^{500} = 7,1$

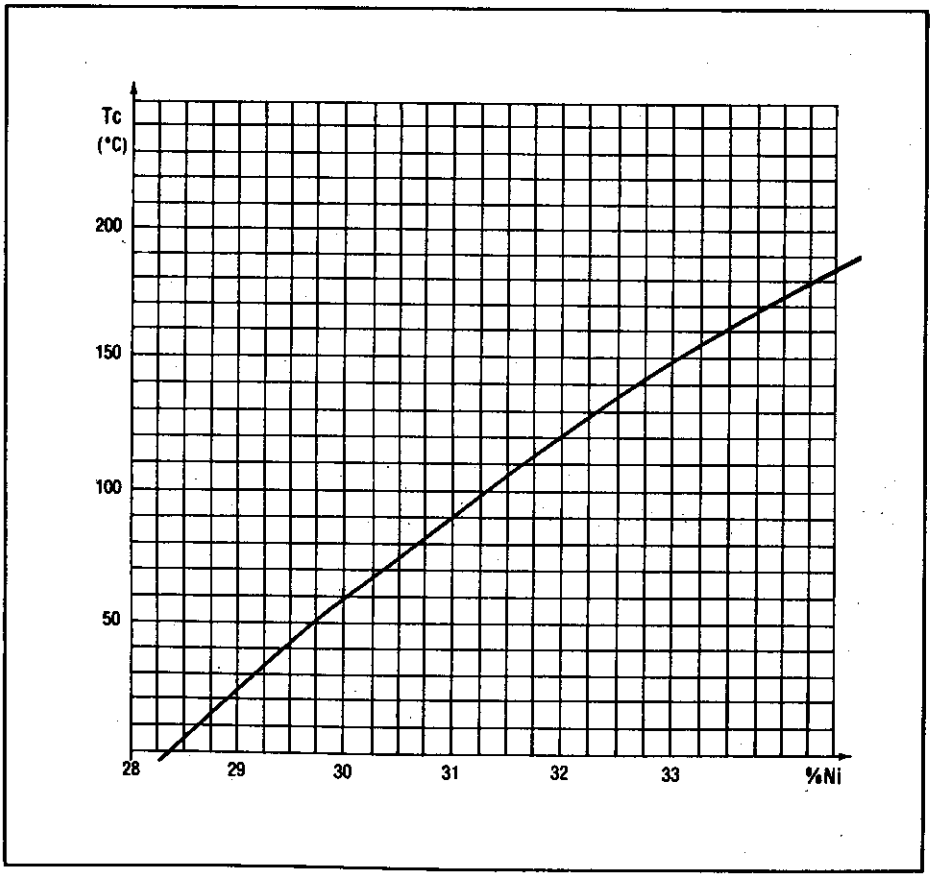
B.25 - LIGAS DE PONTO "CURIE" CONTROLADO

B.25.1 - Características e emprego

Os EMVAC Termo C formam uma família de ligas níquel-ferro contendo por volta de 30% de níquel, cuja permeabilidade magnética varia de forma gradual e reversível com a temperatura. Através de um controle rígido da composição química e das condições de fabricação, são produzidas ligas com temperatura de Curie na faixa de +30 a +120°C.

A Fig. B.25.1 mostra a evolução da temperatura de Curie (Tc) em função do teor de níquel. Exemplos de evolução de indução magnética B em função da temperatura (T), aparecem na Fig. B.25.2.

Para uma mesma temperatura de Curie, existem ligas com curvas B (T) diferentes, tipo L e tipo S. Assim, é possível obter, por exemplo, EMVAC Termo C 65L ou 65S, com temperatura de Curie 65°C.



Variação da temperatura de Curie Tc com o teor de níquel.

As curvas B (T) da Fig. B.25.2 foram obtidas com um campo magnético de 100A/cm (80Oe) e freqüência de 60Hz. A influência da amplitude do campo magnético é mostrada na Fig. B.25.3, para o caso do Termo C 65L.

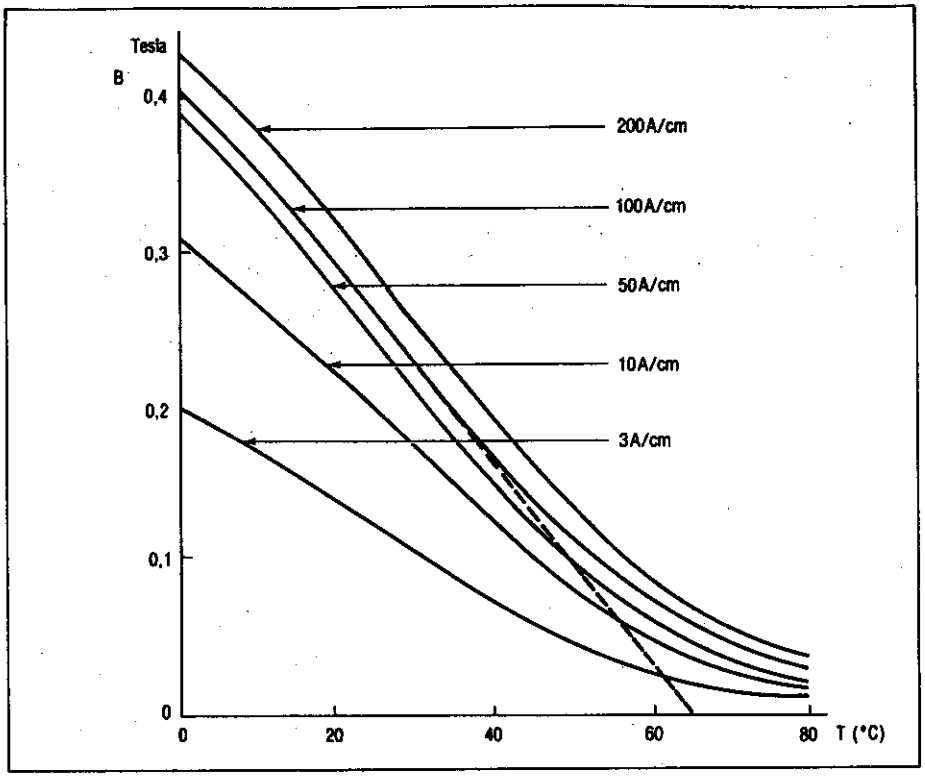


Fig. B.25.2 - Evolução da indução B em função da temperatura nas ligas Termo C 65L, 65S e 55L.
(H = 100A/cm e f = 60Hz).

Qualquer variação de temperatura ambiente provoca uma variação gradual e reversível das propriedades magnéticas, fazendo com que estas ligas sejam universalmente utilizadas para compensação de temperatura.

As principais aplicações são:

— medidores elétricos, voltímetros;
— velocímetros, tacômetros;
— reguladores de voltagem de carros, controladores de nível de combustível;
— interruptores sensíveis à temperatura;
— relés de interruptores eletrônicos (telefone);
— instrumentos de bobinas móveis.

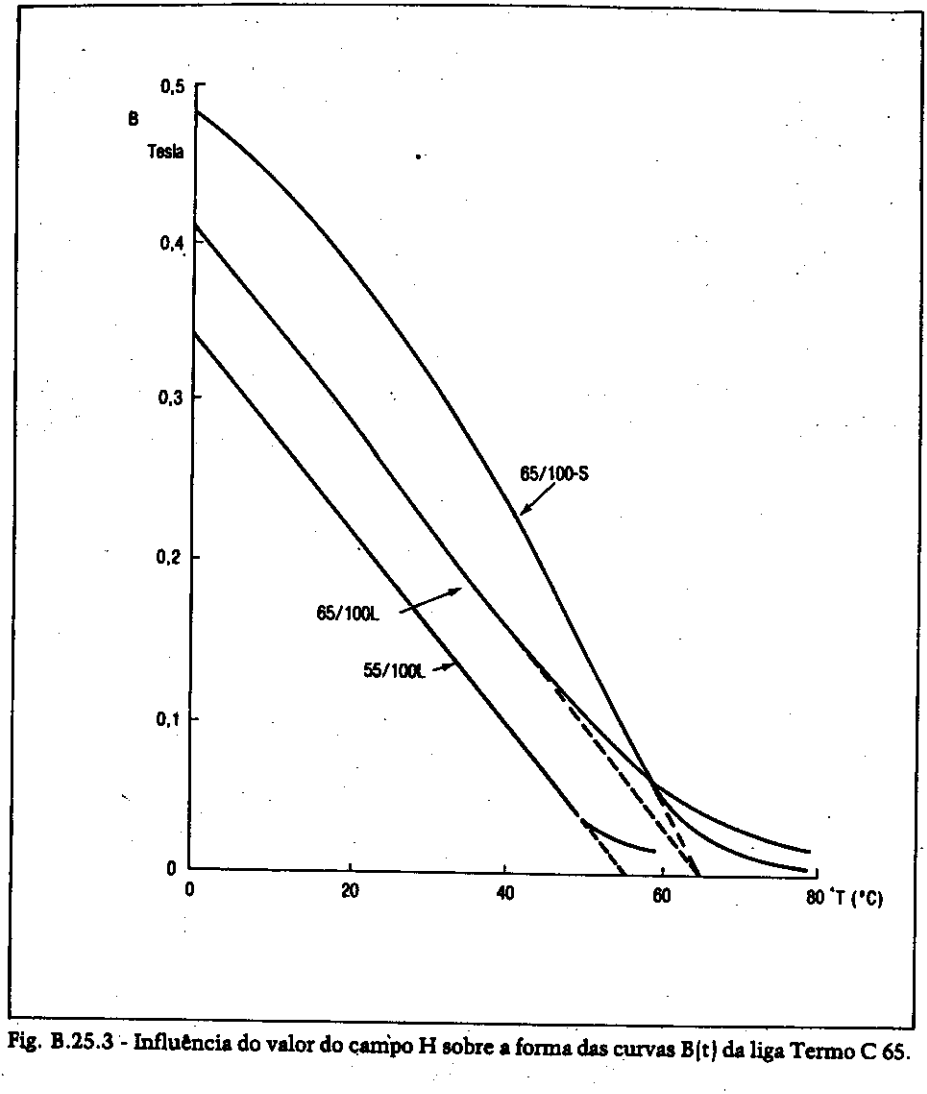


Fig. B.25.3 - Influência do valor do campo H sobre a forma das curvas B(t) da liga Termo C 65.

B.25.2 - Processamento

As ligas Termo C são fornecidas sob a forma de tiras em bobinas ou comprimentos fixos endireitados, sob a forma de fio trefilado a frio, ou de barras laminadas a quente. Em todos os casos são realizados recozimentos brilhantes ou foscos.

Considerando que o grau de encruamento afeta a inclinação das curvas B (T), operações de conformação severas alteram as características magnéticas, tornando necessário um tratamento de recozimento posterior. A estampagem de peças ou operações de conformação leves têm um efeito desprezível.

B.25.3 - Características típicas

Constantes físicas:		
• Densidade		8,12-8,20
• Resistividade (Ωmm²/m)		0,85
• Condutividade térmica (Cal/cm³/S/°C)		0,027
• Coeficiente de dilatação entre 20 e 100°C ($°C^{-1}$)		2×16^{-6}
Propriedades mecânicas (estado recozido)		
• Resistência à tração (MPa)		550
• Limite de escoamento (MPa)		280
• Dureza Rockwell B		≅75
Características magnéticas:	**Tipo L**	**Tipo S**
• Indução a 20°C com H = 100A/cm (T)	0,15-0,60	0,2-065
• Inclinação da curva B = f(T)	7mT/°C	—
• Inclinação máxima B = f (T)	—	10mT/°C
• Força coerciva (A/cm)	≅0,40	≅0,16
• Temperatura de Curie (°C)	30 a 120	40 a 120

Para converter de	para	multiplique por
Energia		
ft.lbf	J	1,3558
Tenacidade a Fratura		
Ksi$\sqrt{in}$	MPa$\sqrt{m}$	1,0988
Força		
lbf	N	4,4482
kgf	N	9,8066
Pressão		
atm	Pa	$1,0132 \times 10^5$
bar	Pa	$1,0000 \times 10^5$
lbf/in^2 (psi)	Pa	$6,8948 \times 10^3$
Tensão		
tonf/in^2 (tsi)	Mpa	13,789
kgf/mm^2	MPa	9,8066
ksi	MPa	6,8948
lbf/in^2 (psi)	MPa	$6,8948 \times 10^{-3}$
N/mm^2	MPa	1
Temperatura		
°F	°C	5/9 (°F-32)
Diferença de temperatura		
Δ°F	Δ°C	5/9
Comprimento		
in	mm	25,4
ft	m	0,3048